

Einfluß thermomechanischer
Behandlung auf die Textur und die
mechanischen Eigenschaften von
Stangen aus den Titanlegierungen
TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5

von
Franz Hauner

Erlangen 1984



Digitized by the Internet Archive
in 2026

Einfluß thermomechanischer Behandlung auf die Textur und die mechanischen Eigenschaften von Stangen aus den Titanlegierungen TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5

Der Technischen Fakultät
Universität Erlangen-Nürnberg
zur Erlangung des Grades

Doktor-Ingenieur

vorgelegt von
Franz Hauner

Erlangen 1984

Als Dissertation genehmigt von der
Technischen Fakultät der
Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der Einreichung: 18.06.1984
Tag der Promotion : 26.07.1984
Dekan : Prof. Dipl.-Ing. G. Vetter
Berichterstatter : Prof. Dr. U. Zwicker
Prof. Dr.H. Mughrabi

INHALTSVERZEICHNIS

1.	EINLEITUNG	1
2.	KENNTNISSTAND	3
2.1	GEFÜGE UND WÄRMEBEHANDLUNG	3
2.2	KRISTALLOGRAPHISCHE VORGÄNGE BEI DER α/β -UMWANDLUNG	6
2.3	TEXTUR	7
2.4	EINFLUß VON GEFÜGE UND TEXTUR AUF DIE MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN	9
2.4.1	E-MODUL	9
2.4.2	PLASTISCHE VERFORMUNG	10
2.4.3	EIGENSCHAFTEN IM ZUGVERSUCH	11
2.4.4	KRIECHVERHALTEN	12
3.	PROBLEMSTELLUNG	14
4.	VERWENDETE WERKSTOFFE, PROBENHERSTELLUNG UND UNTERSUCHUNGSMETHODEN	16
4.1	VERWENDETE WERKSTOFFE	16
4.1.1	TiAl6V4	16
4.1.2	TiAl5Fe2,5	16
4.2	WARMWALZEN	17
4.2.1	KALIBERWALZEN	17
4.2.1.1	KALIBERWALZEN OHNE ZWISCHENGLÜHBEHAND- LUNG IM β -GEBIET	17
4.2.1.2	KALIBERWALZEN MIT ZWISCHENGLÜHUNG IM β -GEBIET	19
4.2.1.3	KALIBERWALZEN MIT ZWISCHENWALZUNG IM β -GEBIET	20
4.3	GLÜHBEHANDLUNGEN	20
4.4	UNTERSUCHUNGSMETHODEN	21
4.4.1	TEXTURUNTERSUCHUNGEN	21
4.4.2	METALLOGRAPHISCHE UNTERSUCHUNG	22
4.4.3	UNTERSUCHUNG DER MECHANISCHEN EIGEN- SCHAFTEN	22

5.	ERGEBNISSE	23
5.1	TEXTURUNTERSUCHUNGEN	23
5.1.1	WALZTEXTUR OHNE β -GLÜHUNG	23
5.1.2	TEXTUR NACH β -GLÜHUNG	23
5.1.3	TEXTUR NACH WALZEN IM β -GEBIET	24
5.1.4	TEXTUR NACH β -GLÜHUNG ODER β -WALZUNG UND ABSCHLIEßENDEM WALZEN IM $(\alpha+\beta)$ -GEBIET	25
5.1.5	TEXTUR NACH DER PENDELGLÜHUNG	25
5.2	GEFÜGEUNTERSUCHUNGEN	27
5.2.1	EINFLUß DER VORBEHANDLUNG UND GLÜHART AUF DAS GEFÜGE UND DIE HÄRTE	27
5.2.1.1	GLÜHEN BEI KONSTANTER TEMPERATUR IM VERGLEICH MIT PENDELGLÜHEN	27
5.2.1.2	EINFLUß UNTERSCHIEDLICHER VORBEHANDLUNG AUF DAS GEFÜGE UND DIE HÄRTE IM UNGE- GLÜHTEN UND PENDELGEGLÜHTEN ZUSTAND	31
5.3	MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN	34
5.3.1	ZUGVERSUCHE	34
5.3.2	KRIECHVERSUCHE	38
6.	DISKUSSION	39
6.1	WALZVERSUCHE	39
6.2	TEXTURUNTERSUCHUNGEN	41
6.3	GEFÜGE UND MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN	44
6.3.1	ZUGVERSUCHE	44
6.3.2	KRIECHVERSUCHE	48
6.4	TECHNISCHE ANWENDUNG	49
7.	ZUSAMMENFASSUNG	51
8.	LITERATUR	54
9.	TABELLEN UND ABBILDUNGEN	61

1. EINLEITUNG

Titan und Titanlegierungen werden wegen des geringen spezifischen Gewichtes bei einer relativ hohen Festigkeit vorzugsweise im Flugzeugbau und in der Raumfahrt-industrie sowie wegen der guten Korrosionsbeständigkeit im Chemieapparatebau verwendet. Der Anteil der Legierungen an der Erzeugung liegt in den USA und Europa zwischen 55 und 70 % ¹⁾, wobei von den zahlreichen Titanlegierungen etwa 80 % ²⁾ auf TiAl6V4 entfallen. Von den hergestellten Halbzeugen haben Flacherzeugnisse einen Anteil von 20 - 35 %, dagegen werden 60 - 75 % in Form von Schmiedeteilen und Stäben hergestellt. Draht, nahtlose Rohre und Gußteile nehmen jeweils einen Anteil von unter 3 % ein ¹⁾.

Durch Umformen hergestellte Halbzeuge aus Titan und Titanlegierungen zeigen infolge der bevorzugt auftretenden Gleitvorgänge und der Möglichkeit nur auf bestimmten Ebenen Zwillinge zu bilden eine meist starke Textur. So wird z.B. bei Stangen und Drähten eine Ringfasertextur beobachtet, bei der die $\langle 0001 \rangle$ -Richtungen senkrecht und die $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ -Richtungen parallel zur Drahtachse angeordnet sind ^{3,4)} (Abb. 1). Stangen mit einer derartigen Textur besitzen eine starke Richtungsabhängigkeit der physikalischen und mechanischen Eigenschaften. Zum Beispiel ist der E-Modul parallel zur Stangenachse um 20 - 30 % niedriger als senkrecht zur Stangenachse. Bei bestimmten Anwendungsfällen, z.B. bei Turbinenschaufeln, wird der niedrige E-Modul der Titanlegierungen als nachteilig angesehen ⁵⁾.

In der vorliegenden Arbeit sollte untersucht werden, inwieweit sich durch thermomechanische Behandlung die Textur von Stangen aus TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5 so verändern läßt, daß im einen Fall ein nahezu texturfreier Zustand und im anderen Fall eine Textur vorliegt, bei der die c-Achsen der Kristallite nur kleine Winkel zur Stangenachse einnehmen.

2. KENNTNISSTAND

2.1 GEFÜGE UND WÄRMEBEHANDLUNG

Titanlegierungen werden, entsprechend den im verarbeiteten oder lösungsgeglühten Zustand im Gefüge vorliegenden Phasen, in drei Gruppen eingeteilt: α -, ($\alpha+\beta$)- und β -Legierungen ⁶⁾. Reines Titan liegt bis zu 882 °C in der hexagonalen α -Phase und bei höheren Temperaturen in der kubisch-raumzentrierten β -Phase vor. Diese Umwandlungstemperatur wird durch Zusatzelemente wie Al, N, C und O, die sogenannten α -Stabilisatoren erhöht. Die β -Phase stabilisierende Elemente werden unterteilt in β -isomorphe Elemente wie z.B. Mo, V, Ta und Nb, die die Umwandlungstemperatur kontinuierlich bis Raumtemperatur vermindern und in β -eutektoide Elemente wie z.B. Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Cu, Si und H, die zu einer eutektoiden Reaktion mit intermetallischen Phasen führen.

Neben den α - oder β -stabilisierenden Elementen gibt es noch sogenannte neutrale Elemente wie Sn und Zr, die nur einen geringen Einfluß auf die Umwandlungstemperatur ⁷⁾, jedoch eine hohe Löslichkeit in der α -Phase haben und verfestigend wirken ⁸⁾. Der Anteil an α -stabilisierenden Elementen ist wegen der Bildung von α_2 , einer kohärenten geordneten Phase Ti_3Al begrenzt. Die Phase α_2 vermindert die Duktilität der Legierung. Sie kann vermieden werden, wenn das "Aluminium-Äquivalent" ⁸⁾ $[\frac{1}{2} Al + \frac{1}{3} Sn + 10 (O+C+N)]$ nicht höher als 9 % ist. Das Gefüge der ($\alpha+\beta$)-Legierungen ist abhängig von der Zusammensetzung, den Umformbedingungen, sowie der thermischen Vorbehandlung. Im Gegensatz zu Stahl tritt bei Titan beim Überschreiten des Umwandlungspunktes keine

Kornneubildung auf ⁹⁾. Als Grund dafür werden geringe innere Spannungen bei der Umwandlung angegeben ¹⁰⁾. Bei der Gefügeausbildung wird unterschieden zwischen lamellarer und globularer Anordnung der beiden Phasen α und β . Ein lamellares Gefüge wird durch Abkühlung aus dem β -Gebiet erhalten, wobei durch Abschrecken infolge martensitischer Umwandlung ein feinlamellares Gefüge und bei langsamer Abkühlung aufgrund von Diffusionsvorgängen ein groblamellares Gefüge (Widmannstätten-Gefüge) entstehen kann. Abb. 2a zeigt, daß die Martensitbildungstemperatur sehr stark vom Gehalt an β -stabilisierenden Elementen abhängig ist. In den unteren Bereichen des Zweiphasengebietes nimmt bei TiAl6V4 der Vanadingehalt der β -Phase bis zu ca. 16 % ¹¹⁾ zu, so daß die β -Phase bis zu Raumtemperaturen stabilisiert wird. Im oberen Bereich des Zweiphasengebietes nimmt dagegen der V-Gehalt der β -Phase bis zu 4 % ab, das Umwandlungsbestreben der Legierung nimmt zu und die Umwandlung kann auch durch Abschrecken nicht unterdrückt werden. Wegen der kurzen Zeit beim Abschrecken kann sich die Gleichgewichtsphase α nicht bilden, sondern es kommt zu einer martensitischen Umwandlung ^{12, 13, 14)} bei der α' -Martensit ¹⁴⁾ mit hexagonaler Struktur gebildet wird.

Bei TiAl6V4 kann je nach Glüh Temperatur im abgeschreckten Zustand $\alpha + \alpha'$, $\alpha + \alpha' + \beta$ oder $\alpha + \beta$ bei Raumtemperatur im Gefüge vorliegen, das metastabil ist und sich aushärten läßt. Die Ausscheidung kann erfolgen durch den Zerfall von α' -Martensit in $\alpha + \beta$, durch die Bildung von α_2 (Ti₃Al)-Ausscheidungen aus der α -Phase, sowie durch Aushärtung infolge von ω -Bildung aus der

β -Phase ^{11 - 18}). Außerdem wurde eine Aushärtung aufgrund geordnet auftretender interstitieller Elemente in der α -Phase vermutet ¹⁹).

Umformungen und Glühungen im β -Gebiet führen meistens zu einem grobkörnigen Gefüge ²⁰), das sich durch Wärmebehandlung nicht mehr beseitigen läßt. Um ein feinkörniges globulares Gefüge zu erhalten, muß die Schlußumformung im ($\alpha + \beta$)-Gebiet erfolgen ²¹). In den meisten Fällen wird im Zweiphasengebiet bei Temperaturen gegläht, bei denen mindestens noch 30 % α -Phase im Gefüge vorliegt. Dadurch kann das bei Glühungen im β -Gebiet beobachtete starke Kornwachstum vermindert werden, da sich die beiden Phasen in ihrem Kornwachstum behindern ²²).

Bei der Wärmebehandlung technischer Titanlegierungen wird zwischen drei üblichen Verfahren unterschieden: Spannungsfreiglühen, Stabilisierungsglühen und Aushärten ²³). Die Lösungsglühtemperatur sollte 10 bis 40 °C unterhalb der Umwandlungstemperatur liegen bei einer Glühdauer von 15 bis 30 min ²⁴). Im industriellen Bereich wird üblicherweise eine Glühtemperatur von 945 °C angewandt ²²).

In weiteren Untersuchungen ^{25, 26, 27, 28}) wird über eine rekristallisierende Glühung an TiAl6V4 berichtet, bei der nach dem Warmwalzen und Abkühlen bis RT auf 930 bis 960 °C erwärmt und bis zu 4 h bei der Glühtemperatur gehalten wird. Dadurch stellt sich ein vollständig globulares Gefüge mit einer α -Korngröße von 15 bis 20 μm ein. Ein sehr feinkörniges globulares Gefüge mit einer Korngröße der α -Phase von $\leq 2 \mu\text{m}$ kann durch eine β -Glühung mit nachfolgendem Wasserabschrecken und anschließendem Walzen und Glühen bei 800 °C erhalten werden ^{27, 28}). Durch eine weitere Wärmebehandlungsmethode läßt sich ein sogenanntes "bi-modales"

Gefüge einstellen, das aus einem feinkörnigen Gemisch aus globularem und lamellarem Gefüge besteht. Es wird durch ein erstes Glühen bei 955 °C mit anschließender Wasserabschreckung und durch nachfolgendes Glühen bei 800 °C erzeugt ^{27,28)}.

Die Legierung TiAl5Fe2,5 ist in ihrem Gefügebau und Umwandlungsverhalten der Legierung TiAl6V4 sehr ähnlich. Nach dem Umformen liegt wie bei TiAl6V4 ein (α + β)-Gefüge vor ²⁹⁾. Die (α + β)/ β -Umwandlungstemperatur von TiAl5Fe2,5 liegt bei einem Sauerstoffgehalt von 0,14 Gew. % zwischen 940 und 960 °C ³⁰⁾, die Martensit-Start-Temperatur zwischen 880 und 900 °C ³¹⁾. Wie Abb. 2b zeigt, erstreckt sich das Zweiphasengebiet (α + β) zwischen 680 und 980 °C (keine Sauerstoff-Gehaltsangabe). Zwischen 645 und 680 °C existiert ein Dreiphasengebiet (α + β +TiFe) und unterhalb von 645 °C sind die beiden Phasen (α +TiFe) im Gleichgewicht ³²⁾. Wird unter gleichen Abkühlungsbedingungen aus dem β -Gebiet (20 min/1050 °C/W) abgeschreckt, so zeigt die Legierung TiAl5Fe2,5 mehr instabiles Rest- β als die Legierung TiAl6V4 und die ω -Bildung ist stärker. Bei der isothermen Auslagerung im Temperaturbereich zwischen 550 und 650 °C scheidet sich aus der instabilen β -Phase neben der α -Phase die intermetallische Phase TiFe aus ³³⁾, die auch elektronenmikroskopisch nachgewiesen werden konnte ³¹⁾. Im Gegensatz zu TiAl6V4 wurde die α_2 -Phase (Ti₃Al) nicht beobachtet ³³⁾.

2,2 KRISTALLOGRAPHISCHE VORGÄNGE BEI DER α / β -UMWANDLUNG

Der Orientierungszusammenhang bei der Umwandlung von der hexagonalen α -Phase in die kubisch-raumzentrierte β -Phase wurde erstmals an Zirkonium untersucht ^{34, 35)} und auf das dem Zirkonium ähnliche Titan übertragen

($c/a_{(Zr)}=1,583$, $c/a_{(Ti)}=1,587$). Demnach ist bei der Umwandlung von der hexagonalen in die kubische Zelle die $\{110\}_{\beta}$ -Ebene parallel zur ursprünglichen $\{0001\}$ -Ebene der α -Phase (Abb. 3). Die $\langle 111 \rangle$ -Richtungen der β -Phase sind parallel zu den $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ -Richtungen der α -Phase angeordnet. Da im kubischen Gitter sechs $\{110\}$ Ebenen enthalten sind und jede Ebene zwei $[111]$ -Richtungen besitzt, sind 12 Orientierungen erlaubt, die ein α -Korn bezüglich des früheren β -Korns annehmen kann. Daß ein α -Korn nur eine dieser 12 Orientierungen einnimmt, ist unwahrscheinlich, es sei denn, es liegt ein spezieller Spannungszustand vor ³⁶⁾.

2.3 TEXTUREN

Über die Texturen von Stangen und Drähten aus Titan und Titanlegierungen sind im Gegensatz zu Blechen deutlich weniger Berichte in der Literatur zu finden. In den ersten Untersuchungen an kaltverformten Drähten und Stangen aus Jodititan ³⁾, Titan technischer Reinheit ^{4, 37, 38)} und α -Titanlegierungen ⁴⁾ wurde eine Ausrichtung der Kristallite mit der $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ -Richtung parallel zur Walzrichtung beobachtet. Bei warmverformten Stangen aus Titan sind die Basisebenen 10 bis 15° zur Drahtachse gekippt und rotieren um die Drahtachse. Die Basisebene ist dabei um 30° gedreht, so daß die $[11\bar{2}0]$ -Richtung auf die Drahtachse projiziert werden kann ³⁹⁾.

Durch Rundhämmern von TiAl6V4 bei Raumtemperatur bis zu einem Umformgrad von 55 % liegt die $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ -Richtung in starker Lage parallel und in einer schwächeren Lage senkrecht zur Hämmerichtung ⁴⁰⁾. Beim Kaliberwalzen von TiAl6V4 im Temperaturbereich von 600 bis 900 °C

ergeben sich ebenfalls Fasertexturen der α -Phase^{41,42)}. Wird im unteren ($\alpha+\beta$)-Gebiet (650 bis 900 °C) gewalzt, so stellt sich eine Textur ein, bei der die Basisebene der α -Phase bevorzugt parallel zur Stangenachse orientiert ist. Durch Walzen im oberen ($\alpha+\beta$)-Gebiet (850 - 950 °C) wird diese Textur schwächer⁴²⁾. Ähnlich wie bei Reintitan wird auch bei TiAl6V4 eine Kippung der Basisebene aus der Stangenachse von ca. 20° beim Walzen im unteren ($\alpha+\beta$)-Gebiet und von ca. 30° beim Walzen im oberen ($\alpha+\beta$)-Gebiet beobachtet⁴¹⁾. Im ($\alpha+\beta$)-Gebiet gewalzte Stangen zeigen nach einer Glühung im β -Gebiet eine Textur mit wenig bevorzugter Orientierung⁴²⁾.

Stangen aus TiAl5Fe2,5, die bei 850 °C kalibergewalzt wurden, weisen ebenfalls eine Textur auf, bei der die Basisebenen bevorzugt parallel zur Stangenachse angeordnet sind⁴³⁾.

Bei Blechen der Legierung TiAl6V4 werden die Texturen sehr stark von den Herstellungsbedingungen (Walztemperatur und Walzrichtung des zweiten Walzprozesses) beeinflusst^{44, 45, 27)}. Im allgemeinen stellt sich eine "Zwei-Komponenten-Textur"⁴⁵⁾ ein, bei der sowohl Basisebenen in der Walzebene (Basalanteil) liegen als auch senkrecht zur Walzebene und parallel zur Walzrichtung (Transversalanteil) angeordnet sind. Wird im unteren ($\alpha+\beta$)-Gebiet gewalzt, so überwiegt die Basaltextur^{27, 46)}. Dies ist insbesondere der Fall, wenn kreuz- und quergewalzt wird, wobei sich bei niedrigen Umformungstemperaturen eine reine Basaltextur einstellen kann. Bei Walztemperaturen im oberen ($\alpha+\beta$)-Gebiet nimmt dagegen der Transversalanteil zu²⁷⁾. Durch isothermes Walzen knapp unterhalb der ($\alpha+\beta$)/ β -Umwandlungstemperatur lassen sich weitgehend texturfreie Bleche herstellen⁴⁷⁾. Bei Texturen mit hohem Basalanteil werden Aufspaltungen in der (0002)-Polfigur gefunden, wobei Kippungen der Basisebene zur Walzrichtung

hin oder auch zur Querrichtung hin möglich sind ^{45, 48-50)}.

Glühen im ($\alpha + \beta$)-Gebiet übt keinen sehr großen Einfluß auf die Textur aus ^{44, 49)}. Eine Glühung im β -Gebiet führt dagegen im allgemeinen sowohl bei Titan technischer Reinheit ³⁷⁾, als auch bei TiAl6V4 ^{27, 50)} zu einer Textur mit wenig bevorzugter Orientierung. Bei Barren mit dicken Abmessungen kann nach der β -Glühung allerdings auch eine Reorientierung der β -Körner auftreten, die nur zu einer geringfügigen Änderung der Textur führt und möglicherweise auf einen "Memory-Effekt" durch langsame Abkühlung aus dem β -Gebiet zurückzuführen ist ⁵⁰⁾.

Über die Texturen von Blechen aus TiAl5Fe2,5 liegen bisher keine ausführlichen Untersuchungen vor. An einem bei 850 °C gewalzten Blech wurde wie bei TiAl6V4 eine Basaltextur ermittelt ⁵¹⁾.

2.4 EINFLUß VON GEFÜGE UND TEXTUR AUF DIE MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN

2.4.1 E-MODUL

Hexagonale Metalle sind aufgrund ihrer Kristallstruktur anisotroper als kubische Metalle. α -Titan hat bei Raumtemperatur ein c/a-Verhältnis von 1,587, wobei die a-Achse 0,295 nm und die c-Achse 0,468 nm lang sind ⁵²⁾. Aufgrund der elastischen Anisotropie wird bei einer Zugbeanspruchung parallel zur c-Achse ein E-Modul von 146000 N/mm² und senkrecht zur c-Achse ein E-Modul von 101000 N/mm² ermittelt ^{38, 45)}. Die Änderung des E-Moduls von Titaneinkristallen in Abhängigkeit vom Winkel zwischen der Zugrichtung und der c-Achse ist in Abb. 4

wiedergegeben. Der Zusammenhang zwischen dem Winkel γ der c-Achse zur Zugrichtung und dem E-Modul wird durch folgende Gleichung beschrieben:

$$\begin{aligned} 1/E &= 9,97 - 2,4 \cos^2 \gamma - 0,67 \cos^4 \gamma & 53) \\ & \text{bzw.} \\ 1/E &= 9,95 - 1,56 \cos^2 \gamma - 1,01 \cos^4 \gamma & 54) . \end{aligned}$$

Bei polykristallinen Werkstoffen aus Titan hängt somit der E-Modul stark von der Textur des Werkstoffes ab. So werden an Platten aus TiAl6V4 mit sehr starker Textur je nach Probenlage E-Moduli zwischen 111000 N/mm^2 und 141000 N/mm^2 gemessen ⁵⁵⁾. Messungen des E-Moduls in Abhängigkeit vom Winkel zwischen c-Achse und Zugrichtung ergeben bei derartigen Platten einen ähnlichen Kurvenverlauf ⁵⁰⁾, wie er für Einkristalle berechnet wurde (Abb. 4).

2.4.2 PLASTISCHE VERFORMUNG

Die plastische Verformung der ($\alpha+\beta$)-Legierung wird maßgeblich durch das Gefüge und durch die Textur bestimmt. Daneben spielt der Anteil an interstitiellen Beimengungen eine wichtige Rolle. Die β -Phase verformt sich wie die meisten kubisch-raumzentrierten Metalle mit Gleitung auf den $\{110\}$ -, $\{112\}$ - und $\{123\}$ -Ebenen in $[111]$ -Richtung. Beim hexagonalen α -Mischkristall findet die Gleitung auf $\{0001\}$ -, $\{10\bar{1}0\}$ - und $\{10\bar{1}1\}$ -Ebenen in $[11\bar{2}0]$ -Richtung statt ^{51, 58)}.

Außer den genannten Gleitsystemen können noch weitere mit Gleitung auf $\{10\bar{1}0\}$ -, $\{10\bar{1}1\}$ -, $\{2\bar{1}\bar{1}1\}$ - und $\{11\bar{2}2\}$ -Ebenen in $[11\bar{2}3]$ -Richtung auftreten, der sogenannten (c+a)-Gleitung ^{51, 59)}. Als zusätzliche Verformungsmöglichkeit besteht Zwillingsbildung in den Zwillingsebenen

$\{10\bar{1}2\}$ sowie $\{11\bar{2}1\}$, $\{11\bar{2}2\}$, $\{11\bar{2}3\}$ und $\{11\bar{2}4\}$. Von den genannten Gleitebenen wird für eine Abgleitung auf der $(10\bar{1}0)$ -Ebene die geringste Schubspannung benötigt, wodurch das Gleitsystem $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ bei der Verformung bevorzugt auftritt.

2.4.3 EIGENSCHAFTEN IM ZUGVERGLEICH

Wie der E-Modul ist auch die Streckgrenze von der Textur des Werkstoffes abhängig, denn wie Abb. 5 zeigt, ist bei großen Winkeln zwischen der c-Achse und der Zugrichtung das Gleitsystem $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ und bei kleinen Winkeln das Gleitsystem $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ begünstigt ⁴⁵⁾. Bei einer Belastung in Richtung der c-Achse wird eine höhere Streckgrenze beobachtet als bei einer Belastung senkrecht dazu ^{45, 50, 55, 60)}.

Neben der Textur ist die Streckgrenze vom Gefüge abhängig. Mit zunehmender Korngröße nimmt die Streckgrenze entsprechend der Hall-Petch-Beziehung ab ⁶¹⁾. Nach Wasserabschreckung wird bei einer Glühtemperatur von 800 °C ein Minimum der Streckgrenze gemessen, das auf die Erhöhung des Martensitanteils infolge Verformung der β -Phase auftritt und durch Auslagern bei 500 °C wieder beseitigt werden kann ⁵⁶⁾. Durch einen höheren Sauerstoffgehalt steigt die Streckgrenze beim Auslagern an ⁶²⁾. Je nach Vorbehandlung, Textur und Sauerstoffgehalt lassen sich bei TiAl6V4 Streckgrenzen von 690 bis 1100 N/mm² einstellen ^{27, 63)}.

Die Zugfestigkeit ist bei einer Belastung parallel zur c-Achse ebenfalls höher als senkrecht dazu ⁵⁷⁾. Die Werte der Zugfestigkeit und Streckgrenze sind nach einer

Umformung oder Glühung im $(\alpha+\beta)$ - sowie im β -Gebiet vergleichbar, jedoch ist das Formänderungsvermögen nach einer Umformung im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet deutlich besser. Eine im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet umgeformte Legierung aus TiAl6V4 mit globularem Gefüge besitzt eine Bruchdehnung von 40 - 50 %. Infolge einer Umformung oder Glühung im β -Gebiet vermindern sich diese Werte aufgrund des entstandenen grobkörnigen Widmannstätten'schen Umwandlungsgefüges um z.T. mehr als 50 %^{21, 25, 44, 61)}.

2.4.4 KRIECHVERHALTEN

Titanlegierungen können bis zu Temperaturen von 450 °C auch über lange Betriebszeiten eingesetzt werden⁶⁴⁾. Bei der Legierung TiAl6V4 liegt die zulässige mittlere Betriebstemperatur bei 350 °C⁶⁵⁾. Bei hohen Einsatztemperaturen weist ein grobkörniges Umwandlungsgefüge, das nach Umformen oder Glühen im β -Gebiet entstanden ist, ein besseres Kriechverhalten auf als polygonales Gefüge^{25, 40, 65-67)}. Bei globularem Gefüge ist das Kriechverhalten sehr stark von der Korngröße und der Stabilität der α - und β -Phase abhängig. So wird bei einer Korngröße von 27 μm und Auslagerung im Temperaturbereich von 500 bis 700 °C bei einer Prüftemperatur von 500 °C annähernd die Kriechbeständigkeit des grobkörnigen Umwandlungsgefüges erreicht⁴⁰⁾.

Über den Einfluß der Textur auf das Kriechverhalten von Stangen aus TiAl6V4 liegen nur wenige Untersuchungen vor. Bei gezogenen Stangen mit paralleler Lage der Basisebenen zur Stangenachse wird ein ungünstigeres Kriechverhalten beobachtet, als bei gewalzten Stangen^{64,65)}. Bei Blechen mit Transversaltextur ist die Kriechgeschwin-

digkeit bei Proben, die quer zur Walzrichtung entnommen werden (also mehr c-Achsen in Beanspruchungsrichtung liegen), deutlich geringer als bei Probenlage parallel zur Walzrichtung ⁴⁷⁾ .

3. PROBLEMSTELLUNG

Bei Titanlegierungen können die mechanischen Eigenschaften durch Gefüge- und Texturänderungen beeinflusst werden. Eine Verbesserung des Werkstoffes hinsichtlich einer Eigenschaft führt jedoch meist zu einer Verschlechterung in einer anderen. So besitzt z.B. ein polygonales Gefüge eine hohe Duktilität, jedoch ist beim Widmannstätten'schen Umwandlungsgefüge die Bruchzähigkeit, die Dauerfestigkeit und die Kriechbeständigkeit besser ²⁵⁾. Aus diesem Grunde wird der Werkstoff in vielen Fällen dem jeweiligen Verwendungszweck angepaßt. Bezüglich der Textur sind durch den vorgegebenen Verformungsmechanismus enge Grenzen gesetzt. Bei Blechen liegt nach der Verformung entweder eine Basaltextur, eine Transversaltextur oder ein Gemisch aus beiden vor, während sich bei Stangen eine mehr oder weniger starke Ringfasertextur einstellt, bei der die $[0001]$ -Richtung nahezu senkrecht zur Stangenachse angeordnet ist. Eine derartige Ringfasertextur begünstigt einerseits die Abgleitung auf den $\{10\bar{1}0\}$ -Ebenen und bewirkt einen relativ niedrigen E-Modul von ca. 110000 N/mm^2 . Im Gegensatz dazu ließe sich bei Stangen und Drähten durch eine Textur, bei der die c-Achse der hexagonalen Kristallite parallel zur Stangenachse angeordnet sind, ein E-Modul von mehr als 140000 N/mm^2 erzielen.

Da durch eine derartige Textur die Gleitung auf den $\{10\bar{1}0\}$ -Ebenen nicht mehr möglich oder zumindest erschwert ist, sollten solche Stangen eine 50 bis 80 % höhere Festigkeit aufweisen ⁴⁵⁾.

Hexagonale Werkstoffe mit starker Textur verformen sich aufgrund der wenigen Gleitmöglichkeiten relativ inhomogen. Liegt der Werkstoff dagegen im texturfreien Zustand vor, so verformt er sich zunächst gleichmäßig ⁴⁶⁾.

In der vorliegenden Arbeit sollte untersucht werden, ob und inwieweit sich Stangen aus TiAl_6V_4 und $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2,5}$, die nach einer Verformung im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet im allgemeinen eine $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ -Ringfasertextur zeigen, derart thermomechanisch behandeln lassen, daß nach der Behandlung im einen Fall ein texturfreier Zustand und im anderen Fall eine Textur vorliegt, bei der möglichst viele c-Achsen parallel zur Stangenachse angeordnet sind.

4. VERWENDETE WERKSTOFFE, PROBENHERSTELLUNG UND UNTERSUCHUNGSMETHODEN

4.1 VERWENDETE WERKSTOFFE

4.1.1 TiAl6V4

Als Ausgangswerkstoff wurde eine Rundstange mit 65 mm Durchmesser der nach DIN 18851 genormten Titanlegierung TiAl6V4 (Werkstoff-Nr. 3.7165) verwendet. Die nach dieser Norm festgelegten Legierungsbestandteile sowie die zulässigen Beimengungen und die vom Hersteller angegebene Schmelzanalyse der untersuchten Legierung ist in Tabelle 1 zusammengefaßt. Die mechanischen Eigenschaften gemäß DIN 17862, entsprechend dem Werksabnahmezeugnis und die der eigenen Messungen gibt Tabelle 2. Das Gefüge des Anlieferungszustandes ist in den Abb. 6a und 6b dargestellt. Das Gefüge über den Querschnitt ist inhomogen mit A 10 nach der Mikrogefüge-Richtreihe in der einen Hälfte und A 3 in der anderen Hälfte der Stange.

4.1.2 TiAl5Fe2,5

Vergleichend zu TiAl6V4 wurde die Implantatlegierung TiAl5Fe2,5 untersucht, die noch nicht nach DIN genormt ist.

Diese Legierung lag im Ausgangszustand als Rundstange mit 63 mm Durchmesser vor. Die vom Hersteller angegebene Schmelzanalyse ist ebenfalls in Tab. 1 und die mechanischen Eigenschaften entsprechend dem Werksabnahmezeugnis sowie die der eigenen Messungen in Tab. 2 enthalten. Das Gefüge dieser Stange zeigen die Abb. 7a und 7b ⁶⁸⁾.

4.2 WARMWALZEN

4.2.1 KALIBERWALZEN

4.2.1.1 KALIBERWALZEN OHNE ZWISCHENGLÜHBEHANDLUNG IM β -GEBIET

Das Warmwalzen der Rundstangen aus TiAl6V4 mit einem Durchmesser von 65 mm bzw. aus TiAl5Fe2,5 mit 63 mm folgte auf einem 2000 MN Walzgerüst mit Sechskant-Kaliber-Walzen und eingebauter Walzkraftmesseinrichtung bei Walztemperaturen von 750, 800, 900 und 950 °C. Von drei möglichen Walzgeschwindigkeiten wurde die mittlere von 20 m/min und die schnellste von 30 m/min gewählt.

Nach einer Aufheizzeit von 45 min auf die Walztemperaturen von 800, 900 und 950 °C wurden die Rundstangenabschnitte aus TiAl6V4 zunächst im größten Kaliber mit einer Schlüsselweite von 40 mm in 11 Stichen bei geöffnetem Kaliber gewalzt. Nach jedem Stich wurde um 3 mm zugestellt und die Probe um 90° gedreht, nach jedem 2. Stich erfolgte eine Zwischenglühung von 5 min bei der jeweiligen Walztemperatur.

Um eine gleichmäßige Verformung über den Probenquerschnitt zu erhalten, muß unbedingt nach jedem Stich gedreht werden, wie ein Vergleich der Stangenendflächen nach dem Walzen ohne Drehen und mit Drehen (Abb. 8) zeigt.

Ab dem 12. Stich konnten dann bei geschlossenem Kaliber (bisher 50 % Umformung) in 4 Stichen nahezu rechteckige Stangen mit einer Kantenlänge von 32 mm gewalzt werden. Bei der Walztemperatur von 750 °C wurde, um eine zu starke Beanspruchung der Walzen zu vermeiden, in 25 Stichen bis zum geschlossenen Kaliber (Zwischenglühung von 5 min nach jedem 2. Stich) und anschließend in 7 Stichen bis zur Abmessung von $\varnothing$ 32 mm gewalzt. Der

Umformgrad zwischen jedem geschlossenen Kaliber betrug ca. 15 %, der Gesamtumformgrad bis zu dieser Abmessung 73 %.

Da bei der Legierung TiAl5Fe2,5 die $(\alpha+\beta)/\beta$ -Phasenumwandlungsgrenze bei 950 °C liegt, wurde dieser Werkstoff bei 750, 800, 900 und 930 °C gewalzt. Wegen des geringen Barrendurchmessers von 63 mm wurden bei den Walztemperaturen von 800, 900 und 930 °C 9 Stiche und bei der Walztemperatur von 750 °C 19 Stiche bis zum geschlossenen Kaliber benötigt.

Nach dem Abkühlen an Luft wurden die Stangen in ca. 140 mm lange Stücke zersägt und nach einer Aufheizzeit von 30 min bei gleicher Walztemperatur in sechs weiteren Kalibern bis zu einer Schlüsselweite von 20 mm gewalzt und anschließend an Luft abgekühlt.

Die Abbildungen 9 und 10 zeigen die benötigten k_w -Werte der beiden Legierungen TiAl6V4 und TiAlFe2,5 bei Walztemperaturen im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet. Bei 800 °C ist der Formänderungswiderstand k_w (=Walzkraft/gedrückte Fläche ⁶⁹⁾) von TiAl6V4 um ca. 40 % höher als bei TiAl5Fe2,5 und bei 900 °C vergleichbar mit dem Formänderungswiderstand der Legierung TiAl5Fe2,5 bei 800 °C. Bei 800 °C wurden beide Legierungen in einem Fall ohne Zwischenglühung zwischen dem 5. und 9. Stich bei geschlossenem Kaliber mit einer Walzgeschwindigkeit von 30 m/min gewalzt, wobei der gesamte Walzvorgang zwischen 14 und 18 Sekunden dauerte. Im anderen Fall wurde mit 20 m/min gewalzt und nach jedem Stich 5 bzw. 10 min zwischengeglüht. Eine fünfminütige Zwischenglühung führt demnach bei TiAl6V4 zu keiner, eine zehnminütige Zwischenglühung nur zu einer geringfügigen Verminderung des Formänderungswiderstandes. Bei TiAl5Fe2,5 hingegen bewirkt eine Zwischenglühung von 5 und 10 min eine deutliche Abnahme

des Formänderungswiderstandes bei dieser Temperatur. Bei den Verformungstemperaturen von 900 und 950 °C ist der Formänderungswiderstand beim letzten Stich infolge der vorausgegangenen Zwischenglühung stark erniedrigt.

4.2.1.2 KALIBERWALZEN MIT ZWISCHENGLÜHUNG IM β -GEBIET

Von der Legierung TiAl6V4 wurden bei 750 °C, 800 °C und 950 °C um 73 % ($\emptyset$ 65 mm $\rightarrow$ $\emptyset$ 31 mm) verformte Proben 30 min bei 1020 °C geglüht, in Wasser abgeschreckt und anschließend bei 800 °C und 900 °C um weitere 84 % bis zu einer Schlüsselweite von 13 mm gewalzt.

Abb. 11 gibt einen Vergleich des Formänderungswiderstandes bei 800 und 950 °C Walztemperatur für Walzversuche ohne und mit vorausgegangener Zwischenglühung im β -Gebiet (Walztemperatur vor der β -Glüfung betrug 800 °C). Bei einer Walztemperatur von 800 °C liegen die k_w -Werte nach vorausgegangener β -Glüfung bis zu einem Umformgrad von 27 % über den Walzkräften der Proben ohne β -Glüfung, bei höheren Umformgraden jedoch darunter.

Bei einer Walztemperatur von 950 °C hingegen liegen die k_w -Werte bei den vorher im β -Gebiet geglühten Proben bis zu einem Umformgrad von 47 % deutlich über den k_w -Werten der nicht im β -Gebiet geglühten Proben und haben bei höheren Umformgraden nur geringfügig höhere Werte. Der Werkstoff TiAl5Fe2,5 zeigt bei Walztemperaturen von 800 °C und 900 °C ein vergleichbares Verhalten (Abb. 12).

4.2.1.3 KALIBERWALZEN MIT ZWISCHENWALZUNG IM β -GEBIET

Statt einer Zwischenglühung im β -Gebiet wurden bei 750 °C und 800 °C um 73 % verformte Proben nach 30 min Aufheizzeit bei 1020 °C um 60 % verformt, anschließend an Luft abgekühlt, getrennt und nach 15 min Aufheizzeit bei 950 °C weiterverformt. Die benötigten k_w -Werte für die Walzung bei 1020 °C sind für die Legierung TiAl6V4 in Abb. 11 und für TiAl5Fe2,5 in Abb. 12 enthalten. Die Walzungen erfolgten bei beiden Legierungen ohne Zwischenglühung. Der gesamte Walzvorgang dauerte bei der Legierung TiAl6V4 18 sec und bei der Legierung TiAl5Fe2,5 19 sec. Der relativ hohe k_w -Wert bei den letzten beiden Stichen läßt vermuten, daß während des Walzens die $\beta/(\alpha+\beta)$ -Phasengrenze überschritten wurde, denn beim letzten Stich liegt die Walzkraft nur geringfügig unterhalb der Probe, die bei 950 °C gewalzt wurde.

4.3 GLÜHBEHANDLUNGEN

Nach dem Warmwalzen der Proben erfolgten Glühbehandlungen im $(\alpha+\beta)$ - sowie im β -Gebiet. Wegen der hohen Affinität von Titan gegenüber Sauerstoff, Wasserstoff und Stickstoff bei hohen Glühtemperaturen wurden die abgedrehten Proben unter Vakuum ($\sim 10^{-2}$ Torr) in Quarzrohre eingeschmolzen und in einem Muffelofen geglüht. Die Glühungen erfolgten bei konstanter Temperatur mit anschließender Abkühlung der Proben im evakuierten Quarzrohr oder an Luft.

Außer den Glühungen bei konstanter Temperatur wurde zwischen 880 °C und 965 °C pendelgeglüht. Diese Art der Glühung wurde in einer früheren Arbeit ⁷⁰⁾ verwendet,

um zu Rißausbreitungsversuchen ein grobkörniges Gefüge mit Korngrößen zwischen 30 μm und 60 μm einzustellen, wobei zwischen 980 °C, der Temperatur des Phasenüberganges $(\alpha+\beta)/\beta$, und 880 °C geglüht wurde.

Dabei zeigte sich, daß eine Variation der Temperaturen von z.B. 1000 °C und 960 °C keine Erhöhung des Kornwachstums bringt. Ausschlaggebend ist hauptsächlich die Anzahl der durchlaufenden Zyklen.

Erste Versuche im Rahmen der vorliegenden Arbeit ergaben jedoch, daß neben des starken Einflusses einer Pendelglühung auf das Kornwachstum nach Zwischenglühungen oder Zwischenwalzungen im β -Gebiet eine deutliche Texturänderung durch Pendelglühen stattfinden kann. Außerdem zeigten die ersten Versuche, daß nach einer Pendelglühung mit der oberen Glühtemperatur von 980 °C ein relativ hoher Anteil plattenförmiger α -Körner im Gefüge vorliegt. Aus diesem Grund wurde als obere Glühtemperatur 965 °C gewählt, durch die der plattenförmige Anteil vermindert werden konnte. Ein schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf dieser Pendelglühungen ist in Abb. 13 wiedergegeben. Am Schluß jeder Pendelglühung wurde von 880 °C im evakuierten Quarzrohr an Luft abgekühlt.

4.4 UNTERSUCHUNGSMETHODEN

4.4.1 TEXTURUNTERSUCHUNGEN

Die Texturen wurden mit einem SIEMENS-Reflexionstexturgoniometer an elektrolytisch polierten Proben untersucht. Die Probenentnahme bei kalibergewalzten sowie wärmebehandelten Stangen erfolgte senkrecht und parallel zur Stangenachse entsprechend der in Abb. 14 skizzierten

Probenlage zur Kalibergeometrie. Bei Proben von Kalibern mit einer kleineren Schlüsselweite als 20 mm wurden mehrere Probenabschnitte nebeneinander geröntgt um genügend bestrahlte Probenfläche zu erhalten. Da z.T. sehr starke Texturgradienten innerhalb einer Probe vorhanden waren, werden keine Einheiten der regellosen Orientierung, sondern auf den Untergrund bezogene Einheiten angegeben.

4.4.2 METALLOGRAPHISCHE UNTERSUCHUNG

Die Herstellung der metallographischen Schliffe erfolgte durch Schleifen und mechanisches Polieren mit anschließendem Ätzen in einer 50 - 60 °C warmen Lösung aus 60 % KOH, 8 % H_2O_2 und 32 % H_2O .

4.4.3 UNTERSUCHUNG DER MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN

Zur Prüfung der mechanischen Eigenschaften im Zugversuch wurden bei genügend großem Stangendurchmesser nach DIN 50125 genormte Proben B6 x 30, bei Stangen mit kleinerem Durchmesser Proben mit 3,5 bzw. 4,5 mm Prüfdurchmesser und 6 bzw. 8 mm Gewindedurchmesser verwendet. In allen Fällen handelte es sich um kurze Proportionalstäbe.

Die Zugversuche erfolgten an einer elektronischen Zugprüfmaschine mit induktiver Wegmessung. Die Querschnittsgeschwindigkeit betrug bei allen Versuchen 0,5 mm/min.

5. ERGEBNISSE

5.1 TEXTURUNTERSUCHUNGEN

5.1.1 WALZTEXTUR OHNE β -GLÜHUNG

Bei 800 °C kalibergewalzte Stangen aus TiAl6V4, die um 73 % verformt wurden, enthalten eine starke Textur, bei der die {0001} -Richtungen ca. 15° zur Senkrechten der Stangenoberfläche gekippt sind (Abb. 15a). Die Probenentnahme war parallel zur Stangenachse mit Anschliff an der Stangenoberfläche entsprechend Abb. 14b. Zur Stangenmitte hin nimmt die Intensität dieser Textur ab (Abb. 15c).

Bei einer Walztemperatur von 950 °C ist diese Textur nur schwach ausgebildet, wie Abb. 15b wiedergibt.

5.1.2 TEXTUR NACH β -GLÜHUNG

Während bei Platten nach einer β -Glühung im β -Gebiet eine regellose Orientierung gefunden wird ²⁷⁾, zeigen bei 750 °C und 800 °C um 90 % verformte Stangen nach einer Glühung von 15 min/1020 °C/W und auch nach 15 min/1050 °C/W mit Abkühlung an Wasser oder Luft eine starke Textur. In Abb. 16a ist die (0001)-Polfigur nach einer Probenentnahme durch die Probenmitte parallel zur Stangenachse und parallel zur Walzebene (entsprechend Abb. 14d) dargestellt mit einer extrem hohen Intensität ($n=36$) der Basisebenen mit [0001]-Richtung parallel zur Stangenachse. Daneben liegen schwächere Intensitäten bis $n = 10$ bei einem Kippwinkel von 35° aus der Bezugsebene parallel und senkrecht zur Walzrichtung vor.

Erfolgt dagegen die Probenentnahme parallel zur Stangenachse um 45° zur Walzenachse, so werden neben der starken Intensität der Basisebenen mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtung parallel zur Stangenachse schwächere Peaks von $n = 7$ senkrecht zur Walzrichtung bei einer Kippung von 0 bis 15° und ebenfalls schwächere Peaks von $n = 7$ bei einem Winkel von 45° zur Walzrichtung und einem Kippwinkel zwischen 30 und 60° zur Stangenachse erhalten (Abb. 16b). Eine Kombination dieser beiden Polfiguren zu einer Polfigur ist unzweckmäßig, da keine homogene Orientierungsverteilung vorliegt, sondern unterschiedlich orientierte Bereiche innerhalb des Stangenquerschnitts vorliegen, wie Abdeckungen von Rand- und Kernbereichen der Stange bei Texturmessungen ergaben.

Wird TiAl6V4 bei 950°C gewalzt und anschließend $15\text{ min}/1020^\circ\text{C/W}$ wärmebehandelt, so ergibt sich eine deutlich schwächere Textur mit wesentlich geringerer Intensität von $n = 5$ der c-Achsen parallel zur Stangenachse (Abb. 16c).

5.1.3 TEXTUR NACH WALZEN IM β -GEBIET

Nach gleicher Vorverformung bei 800°C zeigen Stangen, die bei 1020°C um 60 % weiter gewalzt wurden, eine ähnliche Textur wie solche Stangen, die nach einer Verformung bei 800°C nur im β -Gebiet geglüht wurden. Die Intensität von $n = 22$ der Basisebenen mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtung parallel zur Stangenachse (Abb. 16d) ist bei den im β -Gebiet gewalzten Stangen jedoch geringer. Die Texturuntersuchung erfolgte dabei an Proben, die senkrecht zur Stangenachse entnommen wurden. Die nach der β -Glühung festgestellten Orientierungen mit 35° Kippung zur Stangenachse sind ebenfalls enthalten, wurden aber in

Längsproben nicht näher untersucht, da sie gegenüber der starken Orientierung mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtung parallel zur Stangenachse nur eine untergeordnete Rolle spielen.

5.1.4 TEXTUR NACH β -GLÜHUNG ODER β -WALZUNG UND ABSCHLIEßENDEM WALZEN IM $(\alpha + \beta)$ -GEBIET

Wird die im β -Gebiet geglühte Legierung TiAl6V4 mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtung parallel zur Stangenachse bei 800 °C kalibergewalzt, so liegt nach 84 %-iger Verformung wieder eine Textur mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtung senkrecht zur Stangenachse vor. Die Drehung der c-Achse aus der Stangenachse findet bereits nach geringer Verformung statt, und gleicht sich nach ca. 15 % wieder dem ursprünglichen Zustand an. Wird dagegen nach der β -Glühung statt bei 800 °C bei 950 °C kalibergewalzt, so liegt nach einer Verformung von 84 % eine nahezu regellose Textur vor.

5.1.5 TEXTUR NACH DER PENDELGLÜHUNG

Durch eine Glühung bei konstanter Temperatur im $(\alpha + \beta)$ -Gebiet nach einer Walzung im $(\alpha + \beta)$ -Gebiet wird die Textur von TiAl6V4 nur unwesentlich verändert. Eine Pendelglühung zwischen 880 °C und 965 °C (entsprechend Abb. 13) bewirkt bei TiAl6V4 eine Intensität von Basis-ebenen mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtung parallel zur Stangenachse bis zu $n \sim 7$, wenn vorher bei 800 °C gewalzt wurde, und von $n \sim 4$, wenn vorher bei 950 °C gewalzt wurde. Dabei spielt jedoch eine Rolle, ob während des Walzvorganges zwischengeglüht wurde oder nicht, wie im Abschnitt 5.3.1

an E-Modul-Messungen gezeigt wird.

Wurden jedoch Proben pendelgeglüht, die vorher bei 800 °C gewalzt, im β -Gebiet geglüht oder gewalzt und anschließend bei 950 °C gewalzt wurden, so ergeben Texturmessungen nach 40maligem Pendelglühen (entsprechend Abb. 13) eine extrem hohe Intensität von $n > 100$ der Basisebenen mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtung parallel zur Stangenachse (Abb. 17a). Diese starke Orientierung der Basisebenen liegt jedoch nur im Kern der Probe bis zu ca. 60 % des Ausgangsdurchmessers vor. Im Randbereich der Stangen besteht eine Orientierung der Basisebenen mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtungen senkrecht zur Stangenachse, wobei die Intensität bis zu $n = 10$ beträgt (Abb. 17b). Infolge der Pendelglühung wird aus dem vorher nahezu texturlosen Zustand ein solcher mit beinahe einkristallartiger Orientierung der $\langle 0001 \rangle$ -Richtungen parallel zur Stangenachse im Kern der Probe und $\langle 0001 \rangle$ -Richtungen senkrecht zur Stangenachse im Rand der Probe gebildet. Messungen an Stangen der Legierung TiAl₅Fe_{2,5} ergeben nach den genannten Vorbehandlungen mit der Legierung TiAl₆V₄ vergleichbare Texturen.

5.2 GEFÜGEUNTERSUCHUNGEN

5.2.1 EINFLUß DER VORBEHANDLUNG UND GLÜHART AUF DAS GEFÜGE UND DIE HÄRTE

5.2.1.1 GLÜHEN BEI KONSTANTER TEMPERATUR IM VERGLEICH MIT PENDELGLÜHEN

Der Einfluß der Glühart auf das Gefüge und die Härte wurde an zwei unterschiedlich hergestellten feinglobularen Gefügen untersucht, wobei in beiden Fällen abschließend um 94 % bei 950 °C verformt wurde. Bei der einen Behandlung (Bez. o) wurde bei 950 °C von $\varnothing$ 65 mm bis zu einer Schlüsselweite von 13 mm (96 %) und weiterem Rundhämmern (64 %) bei 950 °C auf $\varnothing$ 8 mm verformt. Die Korngröße beträgt nach der Verformung 5 μ m (Abb. 18), die Härte auf der Fläche parallel zur Stangenachse ist mit 340 ± 1 HV10 um 10 Härteeinheiten höher als senkrecht dazu. Bei der zweiten Behandlung (Bez. 3.0) wurde bei 800 °C um 73 % gewalzt, anschließend 30 min/1020 °C/W geglüht, dann bei 950 °C (84 %) gewalzt und zum Schluß wiederum bei 950 °C (64 %) rundgehämmert.

Dieses Gefüge hat nach der Verformung eine Korngröße von 4 μ m (Abb. 19) sowie die gleiche Härte von 330 ± 3 HV10 parallel und senkrecht zur Stangenachse.

Diese beiden Stangen mit unterschiedlicher Vorbehandlung wurden dann in einer ersten Versuchsreihe 4,5 h, 16 h und 66 h bei 950 °C geglüht, im Ofen auf 880 °C (der unteren Temperatur beim Pendelglühen) und anschließend im Quarzrohr an Luft abgekühlt. In einer zweiten Versuchsreihe wurde zwischen 880 °C und 965 °C (entsprechend Abb. 13) 3mal pendelgeglüht (Δ 4,5 h Glühzeit), 11mal und 44mal pendelgeglüht, wobei die Proben am Schluß jeweils von 880 °C im Quarzrohr an Luft abgekühlt wurden.

Ätzt man mit einer Lösung aus 60 %iger KOH und 8 %igem H_2O_2 , so werden Körner, deren Basisebene parallel zur Schlifffläche liegen, nur sehr schwach angegriffen und bleiben hell. Körner mit anderer Orientierung werden stärker angeätzt und erscheinen dunkler. In Abb. 20a - c ist das Gefüge senkrecht zur Stangenachse des bei 950 °C gewalzten Werkstoffes im 4,5 h, 16 h und 66 h bei 950 °C geglühten Zustand gezeigt. Abb. 21 a-c geben das Gefüge der nach gleicher Vorbehandlung 3mal, 11mal bzw. 44mal (= 4,5 h, 16 h bzw. 66 h Glühzeit) pendelgeglühten Proben wieder.

Die Korngröße nimmt mit der Glühzeit zu und ist nach vergleichbarer Glühzeit nach der Pendelglühung jeweils höher als nach Glühen bei 950 °C.

Ein Vergleich dieser Gefügaufnahmen zeigt, daß der Anteil heller Körner nur gering ist und sich mit zunehmender Glühzeit nicht ändert.

Die Härte dieser Proben senkrecht und parallel zur Stangenachse in Abhängigkeit von der Glühzeit bzw. Anzahl der Pendelglühungen ist in Abb. 22 wiedergegeben. Nach einer Glühzeit von 3 h ist die Härte senkrecht und parallel zur Stangenachse um 13 bzw. 17 Härteeinheiten vermindert und bleibt anschließend nahezu konstant. Werden Stangen, die entsprechend der Behandlung 3.0

$\varnothing 65 \text{ mm} \xrightarrow[\text{w gw}]{800 \text{ } ^\circ\text{C}} 73 \text{ \% (Kal.34)} \longrightarrow 30 \text{ min/1020 } ^\circ\text{C/W}$

$\xrightarrow[\text{w gw}]{950 \text{ } ^\circ\text{C}} 84 \text{ \% (Kal.13)} \xrightarrow[\text{w gh}]{950 \text{ } ^\circ\text{C}} 64 \text{ \% } (\varnothing 8 \text{ mm})$

vorbehandelt werden, denselben Glühbehandlungen unterzogen, so nimmt im Querschliff mit zunehmender Glühzeit (Abb. 23a-c) bzw. zunehmender Anzahl von Pendelglühungen (Abb. 24a-c) der Anteil der Körner mit paralleler Lage der Basisebenen (helle Körner) zur Schlifffläche deutlich zu ($\langle 0001 \rangle \parallel$ Stangenachse), wobei dieser Effekt bei den pendelgeglühten Proben (Abb. 24a-c) stärker ist.

In Abb. 25 ist die Härte dieser Proben, die während der

Herstellung im β -Gebiet gegläut wurden, in Abhängigkeit von der Glühzeit bzw. Anzahl der Pendelglühungen dargestellt.

Die Härte dieser im β -Gebiet zwischengeglühten Proben nimmt senkrecht zur Stangenachse linear mit der Glühzeit zu und ist nach 66 h um 26 Härteeinheiten höher als im gewalzten Zustand. Senkrecht zur Walzrichtung nimmt dagegen die Härte innerhalb von 3 h um 22 Härteeinheiten stark und danach nur noch gering ab. Nach 66 h Glühzeit ist die Härte senkrecht zur Stangenachse um 53 Härteeinheiten höher als parallel dazu.

Ein noch größerer Einfluß auf die Richtungsabhängigkeit der Härte wird durch Pendelglühen erzielt (Abb. 25). Hierbei nimmt die Härte senkrecht zur Stangenachse parabolisch zu. Nach 44 Pendelglühungen ($\hat{=}$ 66 h Glühzeit) ist die Härte senkrecht zur Stangenachse um 50 Härteeinheiten höher als im Walzzustand. Senkrecht zur Stangenachse nimmt innerhalb von dreimaligem Pendelglühen die Härte noch stärker ab als bei der Glühung bei 950 °C und vermindert sich anschließend ebenfalls nur noch wenig. Nach 44maligem Pendeln ist die Härte senkrecht zur Stangenachse um 86 HV10 höher als parallel dazu. Die Legierung TiAl5Fe2,5 verhält sich bei vergleichbaren Vorbehandlungen wie die Legierung TiAl6V4. Eine lediglich bei 930 °C gewalzte Stange läßt im Gefüge außer Kornwachstum keine wesentliche Veränderung erkennen. Die Härte ist im Ausgangszustand auf die Schlifffläche parallel zur Stangenachse mit 350_{-2}^{+1} HV10 um 20 Härteeinheiten höher als auf die Schlifffläche senkrecht dazu. Bis zu einer Glühzeit von 16 h bzw. 11maligem Pendelglühen ändert sich diese Härte Differenz nicht. Nach 44maligem Pendelglühen zwischen 830 und 930 °C wird jedoch mit 336 HV10 eine um 10 Härteeinheiten höhere Härte gemessen.

Eine bei 750 °C (72 %), anschließend bei 1020 °C (60 %) und abschließend bei 930 °C (86 %) umgeformte Stange aus TiAl5Fe2,5 läßt nach Glühen bei 930 °C bzw. Pendelglühen wie TiAl6V4 eine starke Gefügeänderung erkennen. In Abb. 26a und b ist das Gefüge im Walzzustand wiedergegeben. Die Härte ist nach dieser Behandlung auf eine Schlißfläche senkrecht zur Stangenachse mit $329 \pm \frac{3}{2}$ HV10 nur um 5 Härteeinheiten höher als senkrecht dazu. Nach einer Glühzeit von 4,5 h und 16 h nimmt im Gefüge der Anteil an Körnern, deren c-Achse nahezu parallel zur Stangenachse ist, deutlich zu, wie im Querschliff in Abb. 27a und b zu erkennen ist. Bei dieser Legierung ätzen sich Körner, bei denen die Basisebene parallel zur Schlißfläche ist, weniger stark an und erscheinen dadurch im Schliffbild erhaben und stark umrandet. Nach 44maligem Pendelglühen weisen fast alle α -Körner diese Orientierung auf, wie ein Vergleich der Abb. 28a des Querschliffs mit Abb. 28b des Längsschliffs verdeutlicht. Der Härteunterschied zwischen dem Quer- und Längsschliff dieser sonderbehandelten Stange in Abhängigkeit von der Glühzeit ist in Abb. 29 dargestellt. Wie bei der Legierung TiAl6V4 stellt sich bereits nach kurzen Glühzeiten eine hohe Härte­differenz ein und erreicht nach 44maligem Pendelglühen einen Wert von 75 HV10. In den Tabellen 3 und 4 sind die Härte­werte dieser beiden unterschiedlich behandelten Legierungen zusammengefaßt.

5.2.1.2 EINFLUß UNTERSCHIEDLICHER VORBEHANDLUNG AUF DAS GEFÜGE UND DIE HÄRTE IM UNGEGLÜHTEN UND PENDELGEGLÜHTEN ZUSTAND

Die bisherigen Ergebnisse zeigen, daß durch eine geeignete thermomechanische Behandlung und anschließendes Glühen die Textur, das Gefüge und die Richtungsabhängigkeit der Härte stark beeinflußt werden kann, wobei Pendelglühen zwischen 880 °C und 965 °C einen stärkeren Einfluß hat, als Glühen bei 950 °C. Aus diesem Grunde wurde untersucht, welche Parameter bei der thermomechanischen Behandlung hinsichtlich der Walz- und Zwischenglühtemperaturen von Bedeutung sind. Als Anzahl der Pendelglühungen wurden 44 Zyklen gewählt, mit denen in den vorausgegangenen Versuchen bereits eine hohe Härte Differenz zwischen senkrechter und paralleler Lage zur Stangenachse erzielt wurde. Alle Stangen wurden von $\varnothing$ 65 mm bis zu einer Schlüsselweite von 13 mm verformt. In der Abbildung 30a und b ist das Gefüge von TiAl6V4 nach einer Umformung von 96 % bei 950 °C im Quer- und Längsschliff gezeigt. Es liegt ein rekristallisiertes Gefüge mit einer α -Korngröße von ca. 10 μ m vor. Die Härte in der Probenmitte beträgt parallel zur Stangenachse 324^{+3}_{-9} HV20 und senkrecht dazu 315^{+8}_{-5} HV20. Nach 44maligem Pendelglühen sind die Körner auf ca. 30 μ m gewachsen (Abb. 30c und d), die Härte in der Probenmitte ist mit 306^{+2}_{-6} HV20 auf die Schlifffläche parallel und 307^{+3}_{-4} HV20 senkrecht zur Walzrichtung gleich. Wie im Walzzustand sind nur wenige helle Körner im Querschliff zu erkennen. Wird bei 800 °C um 73 % verformt, anschließend 30 min bei 1020 °C geglüht, in Wasser abgeschreckt und anschließend bei 800 °C um 84 % weitergewalzt (Behandlung 3.3), so liegt ein extrem feinkörniges Gefüge mit einer Korngröße von 2 bis 3 μ m (Abb. 31a und b) vor, das in der Probenmitte auf die Schlifffläche parallel zur Stangen-

achse eine Härte von 345^{+8}_{-10} HV20 und senkrecht dazu 325^{+6}_{-4} HV20 hat. Diese Methode, ein feinkörniges Gefüge zu erzeugen, wird in (27, 28) beschrieben.

Nach 44maligem Pendelglühen besitzt auch dieses vormals sehr feine Gefüge eine Korngröße von ca. 30 μm (Abb. 31c), wobei der Anteil der hellen Körner im Querschliff 40 bis 50 % beträgt. Während die Härtewerte vor der Pendelglühung parallel zur Stangenachse deutlich höher waren als senkrecht dazu, liegen sie danach mit 321^{+3}_{-2} HV20 senkrecht zur Stangenachse über den Werten parallel zur Stangenachse (308 ± 7 HV20).

Neben dem im Abschnitt 5.2.1.1 beschriebenen Walzen bei 800 °C vor der β -Glühung kann ebenfalls eine hohe Härte auf die Fläche senkrecht zur Stangenachse bzw. Härtedifferenz zwischen dem Quer- und Längsschliff nach dem Pendelglühen erzielt werden, wenn vor der Glühung im β -Gebiet statt bei 800 °C bei 750 °C gewalzt wird oder wenn statt einer Glühung im β -Gebiet über der $(\alpha+\beta)/\beta$ -Umwandlungstemperatur gewalzt wird. Abb. 32a und b zeigen den Quer- und Längsschliff einer Probe, die vor der β -Glühung bei 750 °C um 73 % und danach wiederum bei 950 °C um 84 % kalibergewalzt wurde. Im Querschliff sind wieder einzelne Bereiche mit hellen Körnern zu beobachten. In der Stangenmitte ist nach dem Walzen die Härte auf die Schlifffläche senkrecht (329^{+8}_{-6} HV20) zur Stangenachse höher als parallel (311^{+4}_{-3} HV20) dazu.

Durch das 44malige Pendelglühen wird der Anteil heller Körner im Querschliff (Korngröße 30 μm) stark erhöht und beträgt ca. 70 % (Abb. 32c). Die Härte senkrecht (350^{+10}_{-9} HV20) zur Walzrichtung ist um 50 Härteeinheiten höher als parallel (299^{+4}_{-5} HV20) zur Walzrichtung.

Wenn statt einer Zwischenglühung im β -Gebiet nach dem

Walzen bei 800 °C (73 %) bei einer Walztemperatur von 1020 °C um 60 % verformt und anschließend bei 950 °C um weitere 60 % gewalzt wird, so wird das in Abb. 33a und b dargestellte Gefüge erhalten. Zum einen ist im Querschliff ein sehr hoher Anteil an Körnern mit der Basisebene nahezu parallel zur Schliffebene vorhanden mit einer Härte von 330^{+1}_{-3} HV20. Im Längsschliff beträgt die Härte 316^{+5}_{-3} HV20. Andererseits ist zu erkennen, daß das lamellare Gefüge, erhalten durch Walzen im β -Gebiet mit anschließender Abkühlung an Luft, trotz 60prozentiger Umformung bei 950 °C nicht vollständig beseitigt werden konnte. Nach dem Pendelglühen liegen ca. 80 % der Körner mit ihrer Basisebene parallel zur Schlifffläche (Abb. 33c) und folglich mit der [0001]-Richtung parallel zur Stangenachse. Im Längsschliff (Abb. 33d) sind dagegen nur wenige helle Körner zu erkennen. In der Mitte der Probe beträgt die Härte auf die Fläche senkrecht zur Walzrichtung 368 ± 3 HV20 und parallel dazu 293^{+5}_{-4} HV20. In Tabelle 5 sind die Härtemessungen sämtlicher Behandlungszustände zusammengefaßt.

Dieser hohe Prozentsatz an Körnern mit [0001]-Richtung parallel zur Stangenachse liegt jedoch nur im Kern der Stangen (Schlüsselweite 13 mm) über einen Bereich von 6 bis 8 mm Durchmesser vor (Abb. 34a). Im Randbereich sind wesentlich weniger helle Körner vorhanden (Abb. 34b), die Härte quer zur Stangenachse ist mit 326 HV20 nur noch um 16 Härteeinheiten höher als in Längsrichtung. In Abb. 35a ist der Härteverlauf von Rand zu Rand bei senkrechter und paralleler Probenlage zur Stangenachse dargestellt. Es handelt sich dabei um eine Stange, die bei 950 °C um 96 % verformt wurde. Nach 44maligem Pendeln ist bei dieser Vorbehandlung kein wesentlicher

Einfluß auf die Härte in Längs- und Querrichtung festzustellen.

Der Härteverlauf über eine Probe, die zuerst bei 800 °C (73 %), dann bei 1020 °C (60 %) und abschließend bei 950 °C (60 %) gewalzt wurde, ist in Abb. 35b wiedergegeben. Bei dieser Vorbehandlung ist die Härte nach dem Walzen senkrecht zur Stangenachse nahezu über den gesamten Querschnitt höher als parallel zur Stangenachse mit maximaler Differenz von 17 HV20 in der Probenmitte. Infolge des 44maligen Pendelglühens verstärkt sich diese Differenz in der Mitte ($\emptyset$ des Probenbereichs ca. 6 mm) sehr stark mit Werten bis zu 80 HV20, am Rand dagegen mit Härtedifferenzen bis zu 20 HV20.

5.3 MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN

5.3.1 ZUGVERSUCHE

In Tabelle 3 sind die im Zugversuch erhaltenen mechanischen Eigenschaften der bei 950 °C um 98 % ($\emptyset$ 65 mm bis $\emptyset$ 8 mm) verformten Stange (Bez. o), sowie einer weiteren, bei 800 °C um 73 % gewalzten, anschließend 30min/1020 °C/W geglühten und nachher bei 950 °C um 94 % (Bez. 3.o) verformten Stange aus TiAl6V4 zusammengefaßt. Diese Proben wurden nach dem Walzen entweder 4,5 h, 16 h und 66 h bei 950 °C geglüht oder 3mal, 11mal und 44mal pendelgelüht.

In Abb. 36 ist der E-Modul des lediglich bei 950 °C verformten Werkstoffs dem E-Modul des im β -Gebiet zwischengeglühten Werkstoffs in Abhängigkeit von der Glühzeit bei 950 °C bzw. der Anzahl der Pendelglühungen gegenübergestellt. Bei dem Werkstoff, der nur bei 950 °C gewalzt wurde, ändert sich der E-Modul bei der einen,

wie auch bei der anderen Glühart nur unwesentlich und liegt bei Werten zwischen 110000 und 115000 N/mm². Der entsprechend der Bez. 3.0 behandelte Werkstoff zeigt im Walzzustand einen bereits höheren E-Modul von 117000 N/mm², welcher bei beiden Glüharten innerhalb von 4,5 h bzw. 3maligem Pendelglühen sehr stark zunimmt und sich danach weniger stark ändert. Der Vergleich dieser beiden Kurven verdeutlicht, daß durch Pendelglühen eine stärkere Orientierungsänderung erzielt werden kann. Dies war bereits bei den Härtemessungen erkennbar. Der nach dieser Behandlung erreichte E-Modul lag nach 44maligem Pendelglühen bei 139000 N/mm². Bemerkenswert ist der schon nach 3maligem Pendelglühen (= 4,5 h Gesamtglühzeit) erzielte E-Modul von 132500 N/mm².

Eine Erhöhung der Glühtemperatur von 950 auf 965 °C führt zu gleichen Werten des E-Moduls.

Bei der Legierung TiAl5Fe2,5 ergibt sich für vergleichbare Vorbehandlungen ein ähnlicher Kurvenverlauf. Der bei TiAl6V4 beobachtete stärkere Einfluß infolge von Pendelglühungen tritt jedoch nicht auf. Außerdem fällt auf, daß bei der Stange, die ohne β -Zwischenglühung umgeformt wurde, nach 44maligem Pendelglühen der E-Modul auf 125000 N/mm² ansteigt. Dieser Anstieg ist evtl. im Herstellungsprozeß der angelieferten Stange bis zum Ausgangsdurchmesser von 65 mm begründet.

Die Streckgrenze $R_{p0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m zeigen bei beiden Legierungen mit unterschiedlicher Vorbehandlung in Abhängigkeit von der Glühzeit einen ähnlichen Kurvenverlauf, wie er bereits bei den E-Modul- und Härtemessungen beobachtet wurde (Abb. 38 - 40).

Bei der Stange aus TiAl6V4, die nur bei 950 °C kalibergewalzt wurde, nimmt bei beiden Glühungen die Streckgrenze mit zunehmender Glühzeit und damit zunehmender Korngröße ab, wie es nach der Hall-Petch-Beziehung zu

erwarten ist. Der bei 800 °C gewalzte, anschließend im β -Gebiet zwischengeglühte und danach bei 950 °C gewalzte Werkstoff läßt dagegen trotz zunehmender Korngröße bei beiden Glühbehandlungen eine Zunahme der Streckgrenze erkennen, wobei durch das Pendelglühen wiederum deutlich höhere Werte erzielt werden.

Nach 44maligem Pendelglühen ist die Streckgrenze des grobkörnigen Werkstoffs (Korngröße ca 30 μm) mit 1062 N/mm^2 um 106 N/mm^2 höher als beim feinkörnigen Werkstoff im Walzzustand und um 205 N/mm^2 höher als bei dem Werkstoff, der nur bei 950 °C gewalzt wurde und nach gleicher Glühbehandlung ebenfalls eine Korngröße von 30 μm aufweist. Auch bei den Glühungen mit kürzeren Glühzeiten, insbesondere nach 11maligem Pendeln wird bereits eine hohe Streckgrenzendifferenz zwischen den beiden unterschiedlich vorbehandelten Werkstoffen gemessen.

Im Vergleich zu TiAl6V4 nimmt die Streckgrenze bei der Stange aus TiAl5Fe2,5, die im β -Gebiet zwischengeglüht wurde, nicht so stark mit der Glühzeit zu. Bei der ohne β -Zwischenglühung behandelten Stange nimmt dagegen die Streckgrenze im Vergleich zum Walzzustand deutlich ab. Dies ist vermutlich auf ein unterschiedliches Kornwachstum zurückzuführen, wie ein Vergleich der Abb. 23a und b (TiAl6V4) und Abb. 27a und b (TiAl5Fe2,5) wiedergibt. Die Ergebnisse des Zugversuches von TiAl5Fe2,5 zeigt Tabelle 4. Bei Stangen aus TiAl6V4, die im β -Gebiet zwischengeglüht wurden, erreicht die Zugfestigkeit nach 44maligem Pendelglühen einen Wert von 1185 N/mm^2 , bei Stangen aus TiAl5Fe2,5 1169 N/mm^2 . Die konventionell bei 950 bzw. 930 °C verformten Legierungen nehmen dagegen nur Werte von 949 N/mm^2 bzw. 1037 N/mm^2 an (Abb. 39 und 40).

Verbunden mit dieser Zunahme des Formänderungswiderstandes ist eine Abnahme des Formänderungsvermögens, wie

Abb. 41 für die beiden unterschiedlich vorbehandelten Stangen zeigt. Dennoch liegt die Einschnürung Z beim Zustand mit der höchsten Festigkeit noch bei 30 % und die Bruchdehnung A bei 12. %.

In Tabelle 5 sind die Ergebnisse aus dem Zugversuch unterschiedlich thermomechanisch behandelter Stangen aus TiAl6V4, die im Kaliber von $\varnothing$ 65 mm zu Stangen mit einer Schlüsselweite von 13 mm gewalzt wurden, zusammengefaßt. Ein Vergleich der E-Moduli zeigt, daß durch Walzen bei 950 °C ohne Zwischenglühung im β -Gebiet der E-Modul bei 109000 N/mm² (Probe Bez. 0) und bei einer Walztemperatur von 800 °C bei 105000 N/mm² liegt.

Nach einer Zwischenglühung im β -Gebiet und anschließendem Verformen um 84 % bei 800 °C (Probe Bez. 3.3) beträgt der E-Modul ebenfalls nur 105500 N/mm². Wird dagegen nach der β -Glüfung bei 950 °C gewalzt, so liegt der E-Modul zwischen Werten von 112000 und 118000 N/mm² (Proben mit Bez. 0.0, 3.0 und 750). Dabei nimmt der E-Modul mit abnehmender Walztemperatur vor der β -Zwischenglüfung (30 min/1020 °C/W) zu, wie ein Vergleich der Proben mit der Bez. 0.0 und 750 wiedergibt. Der höchste E-Modul von 123000 N/mm² nach dem Walzen bei 950 °C wird erhalten, wenn als 1. Walztemperatur 800 °C verwendet, und statt einer Zwischenglüfung nach 73 % Umformung, eine Zwischenwalzung mit 60 % Umformung bei 1020 °C vorgenommen wird. Ein direkter Vergleich ist jedoch nicht möglich, da die letzte Umformung bei 950 °C statt vorher 84 % nur 60 % betrug.

Sämtliche dieser unterschiedlich gewalzten Stangen aus TiAl6V4 wurden 44mal pendelgeglüht. Aus diesen in Tabelle 5 zusammengefaßten Werten geht hervor, daß ein deutlicher Anstieg des E-Moduls durch Pendelglühen nur erzielt werden kann, wenn während des Walzvorganges eine Zwischenglühung oder eine Zwischenwalzung im

β -Gebiet erfolgte. Die höchsten E-Moduli nach der Pendelglühung werden wiederum dann erzielt, wenn die Walzung vor der β -Behandlung bei 800 °C oder 750 °C und nach der β -Behandlung bei 950 °C erfolgte (siehe Proben mit der Bez. 750, 3.0 und 1020).

5.3.2 KRIECHVERSUCHE

Der im Zugversuch beobachtete höhere Formänderungswiderstand von Proben (Behandlung: $\emptyset$ 65 mm $\rightarrow$ 800 °C gewalzt (73 %) + 1020 °C gewalzt (60 %) + 950 °C gewalzt (60 %) + 40 x PG), bei denen die c-Achse der Kristallite nahezu parallel zur Stangenachse orientiert ist, führt im Kriechversuch nach 1000 h bei einer Prüftemperatur von 500 °C und einer Spannung von 120 N/mm² (Korngröße 27 μ m) zu einer bleibenden Dehnung von nur 0,1 % (Abb. 42). Eine bei 900 °C gewalzte Stange aus TiAl6V4 zeigt dagegen trotz geringfügig größerem Korn von 30 μ m bei gleichen Versuchsbedingungen eine bleibende Dehnung von 0,33 %. Bis zu einer Beanspruchungsdauer von 200 h ist diesem bei 900 °C gewalzten Werkstoff mit einer Korngröße von 30 μ m die sonderbehandelte Stange (Behandlung $\emptyset$ 65 mm $\rightarrow$ 800 °C gewalzt (73 %) + 1020 °C gewalzt (60 %) + 950 °C gewalzt (60 %) + 5 x PG) mit einer Korngröße von 10 μ m überlegen. Nach 1000 h wird jedoch bei der feinkörnigen Probe eine bleibende Dehnung von 0,74 % gemessen.

6. DISKUSSION

6.1 WALZVERSUCHE

Aus den Walzkraftmessungen und dem daraus errechneten Formänderungswiderstand (Abb. 9 und 10) geht hervor, daß bei einer Verformungstemperatur von 800 °C für die Legierung TiAl6V4 ein 25 bis 40 % höherer k_w -Wert aufgewendet werden muß als für die Legierung TiAl5Fe2,5. Bei einer Verformungstemperatur von 900 °C wird eine größere Differenz von 40 - 50 % gemessen.

Der höhere Formänderungswiderstand von TiAl6V4 bei gleicher Walztemperatur ist einerseits auf die höhere Festigkeit dieser Legierung infolge des höheren Aluminiumgehaltes und des daraus resultierenden höheren α -Anteils zurückzuführen. Wird dagegen im β -Gebiet bei 1020 °C verformt (vgl. Abb. 11 und 12), so ist kein Unterschied in den Walzkräften zu beobachten, der Formänderungswiderstand beider β -Mischkristalle ist gleich.

Aus den Ergebnissen der Walzversuche geht außerdem hervor, daß sich die beiden Legierungen in ihrem Rekristallisationsverhalten unterscheiden. Bei der Legierung TiAl6V4 führt bei einer Walztemperatur von 800 °C eine Zwischenglühung von 5 min zu keiner und von 10 min nur zu einer geringen Verminderung des Formänderungswiderstandes. Dagegen wird bei TiAl5Fe2,5 ein bis zu 20 % niedriger k_w -Wert nach 5- bzw. 10-minütigem Zwischenglühen gemessen. Offensichtlich liegt die Rekristallisationsschwelle der Legierung TiAl5Fe2,5 unterhalb der von TiAl6V4. Erfolgt nach dem Walzen bei 800 °C eine Zwischenglühung im β -Gebiet, so ist zu Beginn eines sich anschließenden Walzvorganges bei 800 °C die Walzkraft bei beiden Legierungen um 17 % höher als ohne diese Zwischenglühung im β -Gebiet (Abb. 11 und 12). Nach einer

Verformung von 37 % liegt dagegen der Formänderungs-
widerstand bei beiden vorher im β -Gebiet zwischengeglüh-
ten Legierungen unterhalb den Werten der nicht zwischen-
geglühten Stangen. Der Grund für die höhere Walzkraft
zu Beginn des Walzvorganges ist einerseits auf die vor-
handene Textur nach der Zwischenglühung im β -Gebiet
und andererseits auf das plattenförmige Gefüge nach dem
Abschrecken aus dem β -Gebiet zurückzuführen. Texturmes-
sungen nach der β -Glüfung zeigen eine starke Orientie-
rung der c-Achsen der α -Platten parallel zur Stangen-
achse. Diese Orientierung der Kristallite ist für einen
Walzvorgang, insbesondere Kaliberwalzen, sehr ungünstig,
da die c-Achsen der Kristallite senkrecht und ein großer
Anteil der Gleitrichtungen parallel zu den Druckrichtun-
gen im Kaliber liegen. Bei Titan ist die kritische Schub-
spannung für das Abgleiten auf den $\{10\bar{1}0\}$ -Ebenen in
 $[11\bar{2}0]$ -Richtungen geringer als das Abgleiten auf den
Basis- oder Pyramidenebenen ⁷²⁾. Da beim Kaliberwalzen
der Werkstoff nur in Walzrichtung fließen kann, muß eine
Umorientierung der Kristallite erfolgen mit Drehung der
Gleitrichtung $[11\bar{2}0]$ parallel zur Stangenachse. Wie die
Versuche zeigen, ist bis zu dieser Ausrichtung eine
Verformung von 27 % mit erhöhter Walzkraft nötig. Außer-
dem muß zur Einförmung der vorhandenen α -Platten eben-
falls ein zusätzlicher Kraftbedarf aufgewendet werden.
Härtemessungen an Proben, die nach der β -Glüfung um 84 %
verformt wurden, ergaben im Walzzustand eine um 20 HV20
höhere Härte auf die Schlifflfläche parallel zur Stangen-
achse als senkrecht dazu. Wird dagegen ohne Zwischenglü-
hung im β -Gebiet bei 800 °C gewalzt, so beträgt die Här-
tedifferenz bei gleicher Abmessung 30 HV20. Daraus kann
geschlossen werden, daß sich beim Kaliberwalzen bei 800 °C
nach der β -Glüfung die ursprünglich starke Textur mit
<0001>-Richtungen senkrecht zur Stangenachse wieder ein-
stellt.

Wird dagegen nach der β -Glühung statt bei 800 °C bei 950 °C (TiAl6V4) bzw. bei 930 °C (TiAl5Fe2,5) gewalzt, so liegt die Walzkraft bzw. der Formänderungswiderstand während des gesamten Walzvorganges über den Werten des nicht im β -Gebiet zwischengeglühten Werkstoffes (Abb. 11 und 12). Bei der im β -Gebiet zwischengeglühten Stange aus TiAl6V4 liegt der k_w -Wert zu Beginn des Versuchs um 47 % über dem k_w -Wert der nicht zwischengeglühten Stange. Erst nach einer Umformung von ca. 50 % gleichen sich die Werte an. Die Versuche zeigen, daß bei 950 °C eine Drehung der Gleitrichtung zur Stangenachse erst nach deutlich höherer Umformung geschieht als bei 800 °C. Härtemessungen an Proben, die nach der β -Glühung um 84 % und 93 % verformt wurden, zeigen im Walzzustand parallel und senkrecht die gleiche Härte, während bei den Stangen ohne β -Zwischenglühung auf die Schlißfläche parallel zur Stangenachse eine um 10 Härteeinheiten höhere Härte gemessen wird. Daraus kann geschlossen werden, daß durch Walzen bei 950 °C (93 %) die infolge der β -Glühung entstandene Orientierung mit $\langle 0001 \rangle$ -Richtung parallel zur Stangenachse nur teilweise beseitigt wird.

6.2 TEXTURUNTERSUCHUNGEN

Beim Kaliberwalzen von TiAl6V4 bei Walztemperaturen zwischen 800 °C und 950 °C ergeben sich die in der Literatur bekannten Ringfasertexturen mit $[0001]$ -Richtung senkrecht zur Stangenachse. Diese Textur ist nach dem Umformen bei 800 °C stark und nach dem Umformen bei 950 °C nur schwach ausgebildet (Abb. 15a und 15b). Aus der Literatur ist bekannt, daß Platten aus TiAl6V4, die im β -Gebiet geglüht und anschließend in Wasser abgeschreckt wurden, eine wenig bevorzugte Orientierung^{27, 50)} zeigen.

Diese in der Literatur beschriebene Textur nach der Glühung im β -Gebiet wird bei kalibergewalzten Stangen nicht festgestellt. Nach Walzen im oberen ($\alpha+\beta$)-Gebiet und anschließender β -Glühung ist zwar ein hoher Anteil zufällig orientierter Peaks vorhanden, jedoch sind eindeutig bevorzugte Orientierungen von c-Achsen parallel zur Stangenachse sowie im Winkelbereich von ca. 45° zur Stangenachse und Querrichtung zu erkennen (Abb. 16c). Wird dagegen bei 800°C gewalzt und anschließend 30 min bei 1020°C bzw. 1050°C geglüht oder bei 1020°C gewalzt, so liegt nach dieser Behandlung eine starke Textur vor, bei der die c-Achsen mit $n=36$ bzw. $n=22$ parallel zur Stangenachse angeordnet sind (Abb. 16a und b) bzw. (Abb. 16d). Zusätzlich sind neben dieser starken Orientierung mit $[0001]$ -Richtung parallel zur Stangenachse wesentlich schwächere Intensitäten senkrecht dazu und in einem Winkel von 60° zur Stangenachse vorhanden. Daraus geht hervor, daß sich von den 12 möglichen Orientierungen bei der α/β -Umwandlung nur wenige einstellen, wobei die mit $[0001]$ -Richtung parallel zur Stangenachse am stärksten auftritt. Sowohl bei der Legierung TiAl₆V₄ als auch bei TiAl₅Fe_{2,5} wird das gleiche Rekristallisationsverhalten beobachtet. Das unterschiedliche Rekristallisationsverhalten von Stangen, die bei 800°C gewalzt werden, und solchen, die bei 950°C gewalzt wurden, kann einerseits auf die schärfere Textur der α -Phase nach dem Walzen bei 800°C zurückgeführt werden. Andererseits kann die bevorzugte Umwandlung mit $[0001]$ -Richtung parallel zur Stangenachse in vorhandenen Restspannungen im Werkstoff begründet sein, die nach ⁷³⁾ bei einer Walztemperatur von 850°C und einem Umformgrad von 25 % (Band mit 3 mm Dicke) so groß sind wie nach 20 %-igem Kaltverformen.

Vergleichende Untersuchungen an Blechen aus TiAl6V4, die bei 800 °C und 950 °C um 77 % verformt wurden, ergeben dieses bei Stangen bevorzugte Umwandlungsverhalten nicht ⁷⁴⁾. Daraus kann geschlossen werden, daß bei den Stangen infolge der starken Ringfasertextur nach Umformung im unteren ($\alpha+\beta$)-Gebiet verbunden mit einer rotationssymmetrischen Spannungsverteilung eine Rekristallisationstextur mit hohem Anteil von c-Achsen parallel zur Stangenachse erhalten wird (siehe auch Seite 45). Durch Härtemessungen ⁷¹⁾ werden die beschriebenen Texturen nach der β -Glühung bestätigt. In Abb. 43 ist der Härteunterschied zwischen paralleler und senkrechter Schliffelage zur Stangenachse in Abhängigkeit von der Verformungstemperatur vor und nach einer β -Glühung dargestellt. Daraus geht hervor, daß infolge der β -Glühung ein großer Härteunterschied mit höherer Härte auf eine Schlifffläche senkrecht zur Stangenachse erhalten wird, wenn vor der Glühung ein großer Härteunterschied mit höherer Härte auf eine Schlifffläche parallel zur Stangenachse vorhanden war. Dies ist der Fall nach einer Umformung bei 800 °C.

Diese starke Textur nach der β -Glühung mit hohem Anteil von c-Achsen parallel zur Stangenachse ist eine der Voraussetzungen für die Herstellung von Stangen mit einem hohen E-Modul bei globularem Gefüge, wobei die Umformtemperatur nach dieser β -Glühung eine ebenso entscheidende Rolle spielt. Wenn nach der β -Glühung bei 800 °C verformt wird, so zeigen Härte- und E-Modulmessungen (Tab. 5), daß sich eine ähnliche Textur wie vor der β -Glühung einstellt. Wird dagegen nach der β -Glühung bei 950 °C verformt, so liegt ein im Kern der Stange texturfreier Werkstoffzustand mit gleicher Härte senkrecht und parallel zur Stangenachse vor.

6.3 GEFÜGE UND MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN

6.3.1 ZUGVERSUCHE

Der aus der Literatur ^{44,49)} bekannte, geringe Einfluß einer Glühung im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet auf die Textur von TiAl6V4 wird mit den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit nur bestätigt, wenn der Werkstoff ausschließlich im oberen Bereich des $(\alpha+\beta)$ -Gebietes umgeformt wird. In diesem Fall führt bei TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5 sowohl eine Glühung bei konstanter Temperatur von 950 bzw. 935 °C als auch eine Pendelglühung zu keiner wesentlichen Änderung des Härteunterschiedes zwischen Längs- und Querrichtung (Abb. 25) sowie des E-Moduls (Abb. 36 und 37). Die Korngröße des Gefüges nimmt bis zu ca. 30 μm zu und die Streckgrenze daher ab (Abb. 38 und 40).

Wenn im unteren $(\alpha+\beta)$ -Gebiet gewalzt wird, führt eine 44malige Pendelglühung zu einem Anstieg des E-Moduls von 105000 auf 119400 N/mm² und somit zu einer Änderung der Textur (Tab. 3).

Ein starker Einfluß einer Glühbehandlung nach der Umformung kann beobachtet werden, wenn während des Umformens ein Glüh- oder Umformprozeß im β -Gebiet stattfindet. Wie ein Vergleich sämtlicher thermomechanisch behandelter Proben aus TiAl6V4 dieser Arbeit in Tabelle 5 wiedergibt, müssen zwei Voraussetzungen innerhalb des Umformprozesses erfüllt werden:

1. Die Umformung vor der Zwischenglühung oder Zwischenumformung im β -Gebiet muß bei möglichst tiefer Temperatur im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet erfolgen, um bereits nach dieser Glühung bzw. Walzung einen hohen Anteil von c-Achsen parallel zur Stangenachse zu erhalten.

2. Nach der Zwischenglühung oder Zwischenumformung im β -Gebiet darf nur knapp unterhalb der $(\alpha+\beta)/\beta$ -Umwandlungstemperatur geglüht werden, um nicht wieder eine scharfe Ringfasertextur mit $[0001]$ -Richtung senkrecht zur Stangenachse einzustellen.

Bereits nach dem Umformen liegt ein erhöhter E-Modul von 117000 N/mm^2 (Abb. 36 und 37) vor mit nur geringer Härte-
differenz zwischen paralleler und senkrechter Probenlage (Abb. 25 und 29). Mit zunehmender Glühzeit im oberen Bereich des $(\alpha+\beta)$ -Gebietes nimmt der E-Modul bis zu Werten von 140000 N/mm^2 zu und die Härte wird auf der Schlißfläche senkrecht zur Stangenachse bis zu 86 HV20 höher als auf der Schlißfläche parallel dazu. Texturmessungen ergeben nach der Pendelglühung eine Intensität der Basisebene von $n > 100$ mit $[0001]$ -Richtung parallel zur Stangenachse. Es liegt demnach ein polykristalliner Werkstoff mit einkristallartiger Orientierung vor. Die Ursache für diese Orientierungsänderung während der Glühung ist in der Mikrostruktur des Werkstoffs begründet. Makroskopisch erscheint der Werkstoff nach der Umformung zwar isotrop, wie Härte- und E-Modulmessungen ergeben, jedoch sind mikroskopisch unterschiedlich orientierte Bereiche vorhanden, wie die Abbildungen 32a und b sowie 33a und b zeigen. Offensichtlich tritt bei der Glühung ein bevorzugt orientiertes Kornwachstum auf, bei dem Körner oder Kornbereiche, deren c-Achse nur einen kleinen Winkel zur Stangenachse haben, schneller wachsen bzw. anders orientierte Körner aufzehren. Unterstützt kann dieser Vorgang durch den um 20 % höheren Ausdehnungskoeffizienten der α -Phase in Richtung der c-Achse werden. Die Gefügebilder zeigen, daß Kornbereiche nebeneinander vorliegen, bei denen einerseits ein Großteil der Körner mit ihrer c-Achse parallel zur Stangenachse orientiert ist und andere

Bereiche große Winkel dazu einnehmen. Überwiegt der Anteil mit paralleler Orientierung zur Stangenachse so dehnt sich die Stange wegen des größeren Ausdehnungskoeffizienten parallel zur c-Achse in Richtung der Stangenachse stärker aus. Dies führt zu einer Kontraktion senkrecht zur Stangenachse, wodurch auf die Kornbereiche mit anderer Orientierung ein Druck ausgeübt wird. Auf diesen Mechanismus deutet außerdem die ausgeprägtere Orientierungsänderung beim Pendelglühen hin.

Der beobachtete Texturgradient zwischen Rand- und Kernbereichen ist durch Wärmeabfuhr am Rand der Stangen beim Umformen bedingt, die zu einer Ringfasertextur in diesem Bereich führt, wie sie bei niedrigeren Umformtemperaturen auftritt.

Ein extrem niedriger bzw. extrem hoher E-Modul ist stets mit einer großen Härte Differenz verbunden. Bei Stangen ist, wie aus den Ergebnissen hervorgeht, die Härte auf der Schlifffläche senkrecht zur Stangenachse um ca. 80 Härteeinheiten höher als parallel dazu, wenn bei der Beanspruchungsrichtung parallel zur Stangenachse ein E-Modul von ca. 140000 N/mm^2 gemessen wird. In Abb. 44 ist der Zusammenhang zwischen dem Härteunterschied bei paralleler und senkrechter Probennahme und dem E-Modul sämtlicher gemessener Proben dargestellt. Es ergibt sich ein linearer Zusammenhang, der sich über die Gleichung:

$$E = 117000 + 360 (HV_{\perp} - HV_{\parallel}) \text{ N/mm}^2$$

ausdrücken läßt. Anhand dieser Gleichung kann bei Stangen aus Härtemessungen auf den E-Modul geschlossen werden, wobei vorausgesetzt werden muß, daß sowohl beim Längs- als auch beim Querschliff in der Mitte der Stange gemessen wird.

Während bei den konventionell umgeformten Legierungen TiAl6V4 bzw. TiAl5Fe2,5 die Streckgrenze und Zugfestigkeit mit zunehmender Glühzeit abnehmen (Abb. 38 und 39 bzw. Abb. 40), wird bei den einer Sonderbehandlung unterzogenen Legierungen trotz der Kornvergrößerung ein deutlicher Anstieg von ca. 10 % dieser beiden Kenngrößen beobachtet. Der Grund dafür ist in dem eingangs beschriebenen Auftreten des Gleitsystems $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ bei einer Beanspruchung senkrecht zur (0001)-Ebene (Abb. 5) zu sehen. Der tatsächliche Einfluß der Orientierungsänderung auf die Streckgrenze $R_{p0,2}$ wird durch die Hall-Petsch-Beziehung überdeckt. Da das Kornwachstum der konventionell verformten sowie der einer Sonderbehandlung unterzogenen Legierung TiAl6V4 vergleichbar ist, kann die Abnahme der Streckgrenze aufgrund des Kornwachstums des konventionell verformten Werkstoffes nach gleicher Glühzeit auf die Streckgrenze des sonderbehandelten Werkstoffes addiert werden. Der Kurvenverlauf dieser theoretisch ermittelten Streckgrenze ist in Abb. 45 dargestellt. Demnach beträgt der Anstieg der Streckgrenze aufgrund der Orientierungsänderung ca. 20 %. Dieses Ergebnis wird durch eine weitere Zusammenfassung vorhandener Messungen bestätigt. Das Gefüge der 44mal pendelgeglühten Proben, deren mechanischen Eigenschaften in Tabelle 5 zusammengefaßt sind, zeigen, daß die Korngröße nach dieser Glühbehandlung bei diesen Proben vergleichbar ist, und die Hall-Petch-Beziehung daher vernachlässigt werden kann. Die E-Moduli dieser Proben betragen zwischen 114000 N/mm^2 und 140000 N/mm^2 .

Mit zunehmendem E-Modul nehmen $R_{p0,05}$, $R_{p0,2}$, R_{p1} und R_m zu. In Abb. 46 sind die genannten Kennwerte gegen den jeweiligen E-Modul aufgetragen. Aus dem Kurvenverlauf geht hervor, daß mit zunehmendem E-Modul und damit kleiner werdendem Winkel zwischen der c-Achse und der Stangen-

achse der Formänderungswiderstand kontinuierlich ansteigt. Im gemessenen Bereich wird z.B. $R_{p0,2}$ von 854 N/mm^2 bei einem E-Modul von 114500 N/mm^2 auf 1044 N/mm^2 bei einem E-Modul von 140000 N/mm^2 erhöht. Dies entspricht ebenfalls einer Zunahme von 22 %.

Aufgrund der in Abb. 4 dargestellten Beziehung zwischen dem E-Modul und dem Winkel γ zwischen der Zugrichtung und der c-Achse, kann jedem E-Modul der 44mal pendelgeglühten Proben in Tabelle 5 ein Winkel γ zugeordnet werden. In Abb. 47 sind die Kennwerte $R_{p0,05}$, $R_{p0,2}$, R_{p1} und R_m gegen diesen Winkel γ aufgetragen. Es ergibt sich für diese Werte ein ähnlicher Verlauf wie für den E-Modul. Mit zunehmendem Winkel zwischen der c-Achse und der Zugrichtung nehmen diese Kennwerte stark ab. Zwischen 0 und 50° beträgt die Differenz z.B. für die Streckgrenze ca. 25 %. Eine Extrapolation der dargestellten Kurven bis zu einem Winkel γ von 90° führt zu einem Unterschied in der Festigkeit von ca. 40 % und liegt damit etwas unterhalb der in ⁴⁵⁾ getroffenen Annahme, daß durch eine Texturänderung mit der c-Achse parallel zur Stangenachse ein Festigkeitsanstieg von 50 bis 80 % zu erwarten ist.

6.3.2 KRIECHVERSUCHE

Der gemessene höhere Kriechwiderstand (Abb. 42) bei den Stangen mit der c-Achse parallel zur Stangenachse ist ebenfalls auf die höheren Schubspannungen beim Gleitsystem $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ zurückzuführen. Diese beobachtete Verbesserung im Kriechverhalten könnte bei weiteren Untersuchungen zur thermomechanischen Behandlung von Titanlegierungen Anlaß sein, die beschriebene Sonderbehandlung

auf Stangen aus warmfesten Titanlegierungen, insbesondere den Legierungen mit geringen Anteilen an β -Phase wie z.B. TiAl8V1Mo1 oder TiAl6Sn2Zr4Mo2, anzuwenden.

Diese Legierungen mit erhöhtem Kriechwiderstand besitzen ebenfalls ein wenn auch enges $(\alpha+\beta)$ -Phasengebiet ⁷⁵⁾.

6.4 TECHNISCHE ANWENDUNG

Für eine technische Anwendung erscheinen Glühzeiten von 60 h bei Temperaturen von ca. 950 °C nur im Ausnahmefällen sinnvoll, wenn z.B. ein extrem hoher E-Modul oder eine hohe Kriechfestigkeit der Stangen gefordert wird. Die Untersuchungen zeigen jedoch, daß bereits nach Glühzeiten von 4 - 10 h, die in der Technik üblich sind, ein deutlicher Anstieg der Festigkeit sowie des E-Moduls bis zu Werten von 136000 N/mm² erzielt wird, bei einer Korngröße von 10 - 15 μ m.

Die in dieser Arbeit beschriebenen Möglichkeiten, durch spezielle thermomechanische Behandlung Stangen herzustellen mit einer Orientierung der c-Achse parallel zur Stangenachse, sind bis zu Stangendurchmessern ≥ 8 mm gesichert. Ob diese Behandlung bei Drähten (≤ 6 mm) zum gleichen Ergebnis führt ist nicht sicher, da analog zum Blech ⁷⁶⁾ bei sehr dünnen Abmessungen trotz hoher Umformtemperatur im Bereich der $(\alpha+\beta)/\beta$ -Umwandlungstemperatur eine starke Basaltextur entstehen kann. Die starke Textur wird durch Wärmeabfuhr beim Walzen hervorgerufen wobei naturgemäß die Walzgeschwindigkeit eine große Rolle spielt. Diese Beobachtung bei Blechen läßt darauf schließen, daß sich auch bei der Umformung dünner Drähte beim notwendigen letzten Walzen bei 950 °C eine scharfe Textur einstellt. Es ist möglich, daß sich daher der erzielte

hohe E-Modul und Formänderungswiderstand nicht erreichen läßt, es sei denn, es wird isotherm verformt. Die Ermittlung der Grenze dieser beschriebenen thermomechanischen Behandlung infolge der Umformbedingungen müßte in weiteren Untersuchungen erfolgen.

7. ZUSAMMENFASSUNG

Stangen aus $(\alpha+\beta)$ -Titanlegierungen besitzen nach einer Umformung im $(\alpha+\beta)$ -Gebiet eine $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ -Ringfasertextur und haben deshalb bei einer Beanspruchung parallel zur Stangenachse einen wesentlich niedrigeren E-Modul als senkrecht dazu. Durch thermomechanische Behandlung wurden Stangen aus TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5 hergestellt, bei denen im Kernbereich (ca. 2/3 des Gesamtdurchmessers) eine Textur vorliegt, bei der die c-Achsen parallel zur Stangenachse angeordnet sind.

Die Untersuchungen ergaben, daß zur Einstellung einer derartigen Textur folgende Herstellungsschritte eingehalten werden müssen:

1. Umformen im unteren $(\alpha+\beta)$ -Gebiet, z.B. bei 800 und 750 °C.
2. Anschließendes Glühen oder Umformen im β -Gebiet, wobei sich eine Textur einstellt mit bereits hohem Anteil von c-Achsen parallel zur Stangenachse.
3. Weiteres Umformen dicht unterhalb der $(\alpha+\beta)/\beta$ -Umwandlungstemperatur (z.B. 950 °C bei TiAl6V4 und 930 °C bei TiAl5Fe2,5), nach dem ein nahezu texturfreier Werkstoff vorliegt.
4. Glühen oder Pendelglühen dicht unterhalb der $(\alpha+\beta)/\beta$ -Umwandlungstemperatur, durch das eine Ausrichtung der c-Achse parallel zur Stangenachse mit einer Intensität von $n \sim 100$ eingestellt wird.

Nach folgendem Herstellungsprozeß bei TiAl6V4:

$\varnothing 65 \text{ mm} \xrightarrow[\text{wgw}]{800 \text{ } ^\circ\text{C}} 73 \text{ \% (Kal.34)} \longrightarrow 30 \text{ min/1020 } ^\circ\text{C/W}$

$\xrightarrow[\text{wgw}]{950 \text{ } ^\circ\text{C}} 84 \text{ \% (Kal.13)} \xrightarrow[\text{wgh}]{950 \text{ } ^\circ\text{C}} 64 \text{ \% } (\varnothing 8 \text{ mm})$

beträgt der E-Modul parallel zur Stangenachse 117000 N/mm^2 mit gleicher Härte von $329_{-4}^{+2} \text{ HV}_{10}$ auf die Schlifffläche senkrecht und von $330_{-3}^{+3} \text{ HV}_{10}$ auf die Schlifffläche parallel zur Stangenachse. Es liegt somit ein im Kernbereich texturfreier Werkstoff vor. Durch Glühen bei 950°C bzw. 965°C wird der E-Modul nach einer parabolischen Funktion erhöht und erreicht nach 66 h Glühzeit einen Wert von 133000 N/mm^2 . Durch 44maliges Pendelglühen zwischen 880 und 965°C wird nach gleicher Gesamtglühzeit eine noch schärfere Textur mit einem E-Modul von 139000 N/mm^2 parallel zur Stangenachse erzielt. Die Härte nimmt auf der Schlifffläche senkrecht zur Stangenachse bis $378_{-16}^{+18} \text{ HV}_{10}$ zu und auf der Schlifffläche parallel zur Stangenachse bis $292_{+14} \text{ HV}_{10}$ ab. Eine Auswertung sämtlicher gemessener Proben ergab, daß zwischen dem Härteunterschied auf den genannten Flächen und dem jeweiligen E-Modul folgender Zusammenhang besteht:

$$E = 117000 + 360 (\text{HV}_{\perp} - \text{HV}_{\parallel}) \text{ N/mm}^2.$$

Mit dieser Texturänderung nimmt trotz wachsender Korngröße beim Glühen die Streckgrenze $R_{p0,2}$ um 10 % zu. Bei gleicher Korngröße wird ein Anstieg der Formänderungskennwerte $R_{p0,05}$, $R_{p0,2}$, R_{p1} und R_m von 20 bis 25 % ermittelt. Die Bruchdehnung A_5 und Brucheinschnürung Z nehmen infolge der Texturänderung ab, liegen aber noch bei $A_5 = 12\%$ bzw. $Z = 27\%$.

An Stangen, die ausschließlich bei 950°C gewalzt wurden, kann dagegen weder bei konstanter Glühtemperatur noch durch Pendelglühen eine Texturänderung erzielt werden. Nach Umformen bei 800°C und gleicher Glühbehandlung wird eine Texturänderung erzielt, mit erreichtem E-Modul von 119000 N/mm^2 . Neben dem erhöhten E-Modul und Formänderungswiderstand im Zugversuch wird ein besseres Kriechverhalten bei Proben beobachtet, die nach der genannten Sonderbehandlung hergestellt wurden.

Bei gleicher Prüftemperatur von 500 °C unter einer Spannung von 120 N/mm^2 und vergleichbarer Korngröße (ca. 30 μm) wird bei einer Probe mit hohem Anteil von c-Achsen parallel zur Stangenachse nach 1000 h eine bleibende Dehnung von nur 0,1 % gemessen. Bei einer Probe mit geringem Anteil von c-Achsen parallel zur Stangenachse werden dagegen 0,33 % ermittelt. Bei vergleichbarer Vorbehandlung und Glühen bei 930 °C bzw. Pendelglühen zwischen 830 °C und 930 °C werden vergleichbare Ergebnisse bei der Legierung $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2,5}$ erzielt.

8. LITERATUR

- 1) Ridinger, K.: Rohstoffversorgung, Erzeugung und Marktentwicklung für Titan, Thyssen Edelstahl, Techn.Ber. 8, (1982) Heft 1, 57
- 2) Pariser, H.H.: Der Markt für Titanhalbzeuge, Metall 37 (1983) 625
- 3) McHargue, C.J., Hammond, J.P.: Preferred Orientations in Jodid Titanium, Journal of Metals (1953) 57
- 4) Sagel, K., Zwicker, U.: Verformungs- und Rekristallisationstexturen von Titan und Titanlegierungen, Z. Metallkde. 46 (1955) 835
- 5) Wood, R.A.: Status of Titanium Blading for Low-Pressure Steam Turbines, EPRI, Af-445 (1977)
- 6) Zwicker, U.: Titan und Titanlegierungen, Springer-Verlag Berlin (1974) 277
- 7) Margolin, H., Williams, J.C., Chessnutt, J.C., Lütjering, G.: A Review of the Fracture and Fatigue Behaviour of Ti Alloys, Titanium '80 Science and Technology, ed. by Kimura, H. and Izumi, O., Met. Soc. of AIME, New York, Vol. 1 (1980) 169
- 8) Borradaile, J.B., Jeal, R.H.: Critical Review Mechanical Properties of Titanium Alloys, Titanium '80 Science and Technology, ed. by Kimura, H. and Izumi, O., Met. Soc. of AIME, New York. Vol 1 (1980) 141
- 9) Keeler, J.H. Hibbard, W.R., Decker, B.F.: Textures of rolled and annealed Jodide Zirconium, Trans. AIME 197 (1953) 932
- 10) Kaufmann, L.: The lattice stability of metals, I: Ti and Zr, Acta Met. 7 (1959) 575

- 11) Castro, R., Séraphin. L.: Contribution à l'étude métallographique et structurale de l'alliage de titane TA6V, Mém. Sc. Rev. Mét. LXIII, N° 12 (1966) 1025
- 12) Zwicker, U.: Die Systeme Titan-Aluminium-Chrom und Titan-Aluminium-Vanadin und die technischen Titanlegierungen mit 5 % Cr und 3 % Al sowie mit 6 % Al und 4 % V, Z. Metallkde. 47 (1965) 535
- 13) Fopiano, P.J., Bever, M.B., Averbach, B.L.: Phase Transformations and Strengthening Mechanisms in the Alloy Ti-6Al-4V, Trans. of ASM 62 (1969) 324
- 14) Lasalmonie A., Loubradou M.: The age hardening effect in TiAl6V4 due to ω and α precipitation in β grains, J. of Mat. Science 14 (1979) 2589
- 15) Böhm, H., Westphal, H.: Übergang von Beta in Omega und Alpha in Titanlegierungen, Z. Metallkde 47 (1956) 558
- 16) Zwicker, U.: Aushärtung von Titanlegierungen, Z. Metallkde. 49 (1958) 179
- 17) Weigand, H.H.: Zur Umwandlung von $(\alpha+\beta)$ -Titanlegierungen mit Aluminium, Z. Metallkde 64 (1963) 43
- 18) Majdic, M., Ziegler, G.: Einfluß der metastabilen β -Phase auf das Umwandlungsverhalten der Titanlegierung TiAl6V4, Z. Metallkde. 64 (1973) 751
- 19) Welsch, G., Lütjering, G., Gazioglu, K., Bunk, W.: Deformation Characteristics of Age Hardened Ti-6Al-4V, Met. Trans. 8A (1977) 169
- 20) Griest, A.J., Young, A.P., Frost, P.D.: Relation between β -grainsize and ductility of high-strength $(\alpha+\beta)$ -Ti-alloys, Trans. AIME 215 (1959) 844
- 21) Gazioglu, K., Grundhoff, K.-J., Funke, P., Bunk, W.: Umformung, Gefügebildung und mechanische Eigenschaften der Titanlegierung TiAl6V4, Z. Metallkde. 67 (1976) 209

- 22) Kellerer, H.: Übersicht über die Wärmebehandlung von TiAl₆V₄, Härtereie - Techn. Mitt. 25 (1970) 242
- 23) Breime, J.: Wärmebehandlung von alpha- und (alpha + beta)-Titanlegierungen, in: Wärmebehandlung, Fachberichte zum Symposium der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde in Bad Nauheim (1973) 213
- 24) Heat treating of Titanium and Titanium Alloys, Metals Handbook, Vo.2 (1969) 301
- 25) Jaffee, R.I.: Critical Review Metallurgical Synthesis Titanium Science and Technology, Plenum Press New York Vol. 3 (1973) 1665
- 26) Paton, N.E., Williams, J.C., Chessnutt, J.C., Thompson, A.W.: The Effects of Microstructure on the Fatigue and Fracture of commercial Titanium Alloys, AGARD Conference Proceedings 185 (1976) 4-1
- 27) Peters, M., Lütjering, G.: Control of Microstructure and Texture in Ti-6Al-4V, Titanium '80 Science Technology, ed. by Kimura, H. and Izumi, O., Met. Soc. of AIME, New York, Vol. 2 (1980) 925
- 28) Peters, M., Lütjering, G., Ziegler, G.: Control of Microstructures of (α+β)-Titanium Alloys, Z. Metallkde. 74 (1983) 274
- 29) Zwicker, U.: Metallische Werkstoffe für Implantate der Knochenchirurgie, Seminar: "Naturwissenschaftliche und medizinische Aspekte der Biomaterialien", 26 - 273 (1981) Bad Honnef
- 30) Müller, R.: Untersuchungen an der Legierung TiAl₅Fe_{2,5} zur Verwendung als Implantatwerkstoff, Diplomarbeit, Erlangen (1979)
- 31) Schade, W.: Aufstellung eines Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildes der Legierung TiAl₅Fe_{2,5} und Prüfung des Einflusses einer Kaltumformung auf die Umwandlungsvorgänge, Diplomarbeit, Erlangen (1980)
- 32) Volkova, M.A., Kornilov, J.J.: Untersuchung der Phasenzusammensetzung von Legierungen im System Ti-Al-Fe (russisch), Akad. N.V. Ageeva Moskau (1973) 77

- 33) Hofmann, L.: Untersuchung der Auslagerung von rasch abgekühlten Proben aus TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5 Studienarbeit, Erlangen (1980)
- 34) Burgers, W.G.: On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of Zr, *Physica* 1 (1934) 561
- 35) Burgers, W.G.: Die Kristallstruktur des Zr, *Anorg. Allg. Chemie* 205 (1932) 81
- 36) Newkirk, J.B., Geisler, A.H.: Crystallographic Aspects of the Beta to Alpha Transformation in Titanium, *Acta Met.* 1 (1953) 370
- 37) Gokyu, J., Suzuki, H., Seki, F.: Studies on rolled and annealed textures in commercial pure Ti, *Met. Abstr.* 22 (1954/55) 195
- 38) Roberts, W.T.: Preferred Orientation and Anisotropy in Titanium, *J. Less-Common Metals* 4 (1962) 338 - 344
- 39) Conrad, H., Doner, M., de Meester, B.: Critical Review Deformation and Fracture, *Titanium Science and Technology*, Jaffee, R.J., Burte, H.M., Plenum Press, New York (1973)
- 40) Brems, J.: Einfluß der Umform- und Wärmebehandlungsbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften und das Kriechverhalten der Legierung TiAl6V4, *Dissertation*, Erlangen (1971)
- 41) Lederer, M.: Ausbildung von Texturen und Eigenschaftsänderungen durch Texturen von TiAl6V4 und TiNb50Cu1, *Diplomarbeit*, Erlangen (1970)
- 42) Nishimura, T., Sigimura, Y., Ito, Y., Kusamichi, H.: Effects of Microstructure and Crystal Orientation on the Mechanical Properties in an $\alpha+\beta$ Titanium Alloy, *Titanium '80, Science and Technology*, Kimura H., Izumi, O., *Met. Soc. of AIME, New York Vol. 2* (1980) 973

- 43) Zwicker, U., Bühler, K., Müller, R.: Mechanical Properties and Tissue Reactions of a Titanium Alloy for Implant Material, Titanium '80, Science and Technology, Kimura, H., Izumi, O., Met. Soc. of AIME, New York (1980) 505
- 44) Takeuchi, Y., Mae, Y.: Einfluß von Herstellungsbedingungen auf Texturen und mechanische Eigenschaften von TiAl6V4-Bleichen, Z. Metallkde. 65 (1974) 677
- 45) Larson, F., Zarkades, A.: Properties of Textured Titanium Alloys, MCIC-Report-74-20 (1974)
- 46) Rennhack, E.H., Crooks, D.D.: Elevated Temperature Plastic Anisotropy of Ti-6Al-4V Plate, Met. Trans. 10A/(1979) 457
- 47) Sommer, A., Creager, M: Textur Development in $\alpha+\beta$ Titanium Alloys, Titanium and Titanium Alloys, Scientific and Technological Aspects, ed.: Williams, J.C. and Belov, A., Plenum Press, New York (1982)
- 48) Lowden, M.A.W., Hutchinson, W.B.: Texture Strengthening and Strength Differential in Titanium-6Al-4V Met.Trans. 6A (1975) 441
- 49) Clark, H.T.Jr.: The textures of cold-rolled and annealed Ti, Trans.Met.Soc. AIME 188 (1950) 1154
- 50) Bowen, A.W.: Texture Stability in Heat Treated Ti-6Al-4V, Mat. Science and Engineering 29 (1977) 19
- 51) Lehnen, W.: Untersuchungen zur Superplastizität der Legierungen TiAl5Fe2,5 und TiAl6V4, Diplomarbeit, Erlangen (1983)
- 52) Partridge, P.G.: The crystallography and deformation modes of hexagonal close-packed metals, Met. Rev. 118 (1968) 16
- 53) Flowers, Jr., F.W., O'Brien, K.C., Mc Eleney, P.C.: Elastic constants of α -Ti single crystals at 25 °C, J. less-common metals 7 (1964) 393

- 54) Fisher, E.S., Renken, D.J.: Single crystal elastic moduli and hcp-bcc-transformations in Ti, Zr and Hf, Physical Review 135 A (1964) 482
- 55) Bowen, A.W.: The Influence of Crystallographic Orientation on Tensile Behaviour in Strongly Textured Ti-6Al-4V, Mat. Science and Eng. 40 (1979) 31
- 56) Knorr, W.: Die technische Titanlegierung TiAl6V4, Z. Metallkde. 47 (1956) 551
- 57) Bowen, A.W.: Controlled Textured Titanium Alloys- some Comments on their Production and Indirect Assessment, Titanium '80, Science and Technology AIME, New York Vol. 2 (1980) 947
- 58) Zwicker, U.: Titan- und Titanlegierungen, Springer-Verlag Berlin (1974) 116
- 59) Yoo, M.H.: Slip, Twinning, and Fracture in Hexagonal Close-Packed Metals, Met. Trans. 12A (1981) 409
- 60) Chan, K.S., Koss, D.A.: Deformation and Fracture of Strongly Textured Ti Alloy Sheets in Uniaxial Tension, Met. Trans. 14A (1983) 1333
- 61) Brems, J.: Einfluß des Gefüges auf die mechanischen Eigenschaften und Kriechbeständigkeit der Legierung TiAl6V4, Metall 27 (1973) 127
- 62) Welsch, G., Bunk, W.: Deformation Modes of the α -Phase of TiAl6V4 as a Function of Oxygen Concentration and Aging Temperature, Met. Trans. 13A (1982) 889
- 63) Rhodes, C.G., Paton, N.E.: The Influence of α/β Interface Phase on Tensile Properties of Ti-6Al-4V, Met. Trans. 10A (1979) 1753
- 64) Zwicker, U.: Eigenschaften von Titan und Titanlegierungen, die zu Blech verarbeitet werden können, Z. Blech 6 (1959) 860
- 65) Zwicker, U.: Einflüsse auf das Dauerstandverhalten der Legierung TiAl6V4, Metall 12 (1958) 381

- 66) Rüdiger, O., Knorr, W.: Zeitstandverhalten und Stabilität warmfester Titanlegierungen, Techn. Mitt. Krupp 22 (1964) 1
- 67) Coyne, J.E.: The β -forging of Ti-alloys, Proceedings of an Inter. Conf. on Titanium, London 21. - 24. May 1968, ed. by Jaffee, R.J., Promisel, N.E., Pergamon Press (1970)
- 68) Prochazka, M.: Untersuchung der mechanischen Eigenschaften und des Rekristallisationsverhaltens der Implantatlegierung TiAl5Fe2,5, Studienarbeit, Erlangen (1983)
- 69) Hütte: Taschenbuch für Eisenhüttenleute, Akademischer Verein Hütte e.V. Berlin (1961) 188
- 70) Böhm, W.: Einfluß des Gefügezustandes auf die Rißbildung und Rißausbreitung unter schwingender Beanspruchung bei Titanlegierungen und den Stählen C105 und 100Cr6, Dissertation, Erlangen (1978)
- 71) Heubeck, C.: Texturuntersuchungen an gewalzten, gehämmerten und wärmebehandelten TiAl6V4- und TiAl5Fe2,5-Legierungen, Studienarbeit, Erlangen (1984)
- 72) Zwicker, U.: Titan und Titanlegierungen, Springer Verlag, Berlin (1974) 116
- 73) Sassi, H., Quivy, A., Lehr, P.: Caractéristiques microstructurales de l'alliages TA6V en fonction des traitements thermomécaniques en $\alpha+\beta$, Mémoires Scientifiques Rev. Métallurg. LXXI (1974) 73
- 74) Wadewitz, V.: Einfluß unterschiedlicher thermomechanischer Behandlung auf die mechanischen Eigenschaften und das Kriechverhalten von Blechen und Stangen aus TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5, Diplomarbeit, Universität Erlangen-Nürnberg (1983)
- 75) Peters, M.: Neuere Entwicklungen auf dem Gebiet der Titanlegierungen, Metall 37 (1983) 584
- 76) Hatch, A.J.: Texture Strengthening of Titanium Alloys, Trans. AIME 233 (1965) 44

9. TABELLEN UND ABBILDUNGEN

Tabelle 1 : Chemische Zusammensetzung der verwendeten Legierungen

Werkstoff	Vorschrift	Gehalt in Gew%						
		Al	V	Fe	O ₂	N ₂	C	H ₂
Ti Al6V4	nach DIN 17861	5,5 - 6,75	3,5 - 4,5	max. 0,3	max. 0,2	max. 0,05	max. 0,08	max. 0,015
	Leg. A lt. Werkszeugnis	6,2	4,1	0,12	0,16	0,011	0,015	0,0036
TiAl5Fe2,5	lt. Werksvorschrift	4,5 - 5,5	-	2,0 - 3,0	max. 0,2	max. 0,05	max. 0,08	max. 0,012 5
	lt. Werkszeugnis	4,8	-	2,2	0,12	0,01	0,01	0,003

Tabelle 2 : Mechanische Eigenschaften der Ausgangswerkstoffe

Werkstoff		Probenlage	R _m N/mm ²	R _{p0,2} N/mm ²	A %	Z %	E-Modul N/mm ²
TiAl6V4	nach DIN 17862	k.A.	min. 890	min. 820	min. 10	min. 25	k.A.
	lt. Werkszeugnis	k.A.	1010	951	14,5	42	k.A.
	eigene Messung	I z. SA	972	922	14	42	125 000
TiAl5Fe2,5	eigene Messung	I z. SA	1011	944	12	32	130 500
		II z. SA	941	782	15	35	113 500

k.A. : keine Angabe ; SA : Stangenachse

Tabelle 3 : Mechanische Eigenschaften unterschiedlich thermomechanisch behandelter Stangen aus TiAl6V4
nach verschiedenen Glühbehandlungen

Bez.	thermomech. Behandlung	Zustand	E Modul [N/mm ²]	R _{p0,05} [N/mm ²]	Rp02 [N/mm ²]	Rm [N/mm ²]	A5 [%]	Z [%]	SF _⊥ SA	Härte HV10
0	φ65mm 950°C → 96%(K13) 950°C wgw	WZ	110 000	918	956	1036	17,5	54	330±1	340±1
	_____	+ 4,5h/950°C — Ofen → 880°C/Vak	110 000	844	900	1005	17	49	317±4	322±3
	_____	+ 16h/950°C — Ofen → 880°C/Vak	109 500	827	888	997	15	51	309 ⁺¹¹ ₋₆	320±3
	_____	+ 66h/950°C — Ofen → 880°C/Vak	115 000	842	906	1006	14,5	40	318 ⁺⁷ ₋₅	318±3
	_____	+ 3XPG/Vak	113 500	810	876	978	17	44	311 ⁺¹ ₋₁	319 ⁺² ₋₄
	_____	+ 11XPG/Vak	111 500	792	858	969	20	49	311 ⁺¹ ₋₁	324 ⁺² ₋₃
	_____	+ 44XPG/Vak	113 500	785	857	949	17,5	44	322 ⁺⁷ ₋₃	323 ⁺⁶ ₋₄
3.0	φ65mm 800°C → 73%(K34) → 30min/1020°C/W 950°C (K13) → 950°C wgw → 64% (φ 8mm)	WZ	117 000	910	956	1034	12,5	48	329 ⁺² ₋₄	330±3
	_____	+ 4,5h/950°C — Ofen → 880°C/Vak	125 000	931	973	1066	16	40	330 ⁺¹ ₋₁	308±0
	_____	+ 16h/950°C — Ofen → 880°C/Vak	131 000	954	1001	1101	15,5	36	335±4	308 ⁺² ₋₃
	_____	+ 66h/950°C — Ofen → 880°C/Vak	133 000	963	1023	1139	12	29	356 ⁺⁹ ₋₅	303 ⁺³ ₋₅
	_____	+ 3XPG/Vak	132 000	955	1001	1105	15,5	35	338 ⁺³ ₋₅	302 ⁺⁴ ₋₁
	_____	+ 11XPG/Vak	136 000	984	1042	1151	13,5	31	350 ⁺¹ ₋₃	303±5
	_____	+ 44XPG/Vak	139 000	998	1062	1185	12	27	378 ⁺⁸ ₋₆	292±14

SF ≙ Schliiffäche
SA ≙ Stangenachse

Tabelle 4 : Mechanische Eigenschaften unterschiedlich thermomechanisch behandelter Stangen aus TiAl5Fe2,5 nach verschiedenen Glühbehandlungen

thermomech. Behandlung	Zustand	E-Modul [N/mm ²]	Rp0,2 [N/mm ²]	Rp1 [N/mm ²]	Rm [N/mm ²]	A ₅ [%]	Z [%]	Härte SF ⊥ SA	HV 10 SF SA
φ 63 mm 900°C wgw → 930°C wgw → 60% (kal 13) wgh → 64% (φ 8 mm)	WZ	113 000	841	964	1031	17	46,5	329 ⁺¹ ₋₂	350 ⁺¹ ₋₂
— " —	4,5 h 930°C — Ofen → 830°C/Vak	114 000	767	912	1005	16,5	33	314 ⁺³ ₋₂	329 ⁺⁴ ₋₄
— " —	16 h 930°C — Ofen → 830°C/Vak	113 000	740	922	1002	16	31	320 ⁺² ₋₁	330 ⁺⁶ ₋₆
— " —	3 X PG/Vak	111 000	769	906	993	16,5	33,5	313 ⁺⁴ ₋₄	328 ⁺² ₋₁
— " —	11 X PG/Vak	115 500	746	909	1005	15	31	315 ⁺² ₋₃	334 ⁺⁵ ₋₈
— " —	44 X PG/Vak	123 000	771	952	1037	17	46,5	336 ⁺⁰ ₋₀	326 ⁺¹ ₋₁
φ 63 mm 750°C wgw → 72% (kal 34) wgw → 1020°C wgw → 60% (kal 20) → 930°C wgw → 60% (kal 13) → 930°C wgh → 64% (φ 8 mm)	WZ	116 000	852	948	1012	16	4,5	324 ⁺¹ ₋₂	329 ⁺³ ₋₂
— " —	4,5 h 930°C — Ofen → 830°C/Vak	125 500	901	962	1087	13	30	350 ⁺¹ ₋₂	307 ⁺² ₋₅
— " —	16 h 930°C — Ofen → 830°C/Vak	135 500	921	1019	1152	11,5	28	369 ⁺⁴ ₋₆	315 ⁺² ₋₁
— " —	3 X PG/Vak	127 000	897	951	1067	11,5	32	351 ⁺⁷ ₋₆	309 ⁺⁸ ₋₅
— " —	11 X PG/Vak	134 000	912	1005	1135	11	26	360 ⁺⁶ ₋₁₂	307 ⁺² ₋₃
— " —	44 X PG/Vak	137 000	920	1051	1169	9	25	379 ⁺³ ₋₁₃	304 ⁺⁸ ₋₇

SF ≙ Schliifffläche
SA ≙ Stangenachse

Tabelle 5: Mechanische Eigenschaften von Stangen aus TiAl6V4 nach unterschiedlicher thermomechanischer Behandlung sowie nach 44 X Pendelglößen

Bez.	thermomech. Behandlung	Zustand	E - Modul [N/mm ²]	R _{p0.05} [N/mm ²]	R _{p0.2} [N/mm ²]	R _{p1} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A ₅ [%]	Z [%]	Härte HV20
750	ø65 $\xrightarrow[\text{wgw}]{750^{\circ}\text{C}-73\%}$ → 30min/1020°C/W $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^{\circ}\text{C}-84\%}$	WZ	118 000	917	956	982	1021	17	50	SF ⊥ SA 331^{+2}_{-3} SF // SA 311^{+2}_{-3}
750/Pg	————— " ——— +	44 x Pg	137 000	971	1025	1061	1133	13	28	350^{+10}_{-9} 299^{+3}_{-6}
3	ø65 $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^{\circ}\text{C}-96\%}$	WZ	105 000	n.b.	1026	n.b.	1166	14,5	45	332^{+1}_{-1} 357^{+3}_{-4}
3/Pg	—————"————— +	44 x Pg	119 500	800	890	960	1011	12	30	312^{+3}_{-6} 312^{+5}_{-7}
3.3	ø65 $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^{\circ}\text{C}-73\%}$ → 30min/1020°C/W $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^{\circ}\text{C}-84\%}$	WZ	105 500	1064	1078	1100	1135	13	44	325 ± 2 342^{+9}_{-7}
33/Pg	—————"————— +	44 x Pg	120 500	882	936	968	1007	15	31	321^{+3}_{-2} 305^{+5}_{-4}
3.0	ø65 $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^{\circ}\text{C}-73\%}$ → 30min/1020°C/W $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^{\circ}\text{C}-84\%}$	WZ	116 000	865	932	978	1032	14,5	46	332^{+3}_{-3} 324^{+3}_{-3}
30/Pg	—————"————— +	44 x Pg	137 000	n.b.	1083	1116	1199	12	27	344^{+3}_{-3} 303^{+3}_{-2}
0	ø65 $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^{\circ}\text{C}-96\%}$	WZ	109 000	n.b.	957	n.b.	1093	14,5	30	312^{+1}_{-2} 322^{+3}_{-7}
0/Pg	—————"————— +	44 x Pg	114 500	783	854	908	947	19,5	41	308^{+2}_{-5} 305^{+3}_{-5}
0.0	ø65 $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^{\circ}\text{C}-73\%}$ → 30min/1020°C/W $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^{\circ}\text{C}-84\%}$	WZ	112 000	923	972	1004	1039	16,5	51	303^{+3}_{-5} 331^{+2}_{-2}
0.0/Pg	—————"————— +	44 x Pg	128 500	877	940	983	1036	13,5	30,5	317^{+4}_{-3} 301^{+5}_{-3}
1020	ø65 $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^{\circ}\text{C}-73\%}$ → 60min/1020°C/W $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^{\circ}\text{C}-60\%}$	WZ	123 000	946	989	1013	1048	16	39	229^{+2}_{-2} 314^{+1}_{-1}
1020/Pg	—————"————— +	44 x Pg	140 000	989	1044	1084	1168	12	26	368^{+3}_{-3} 293^{+5}_{-4}

SF $\hat{=}$ Schlißfläche
SA $\hat{=}$ Stangenachse

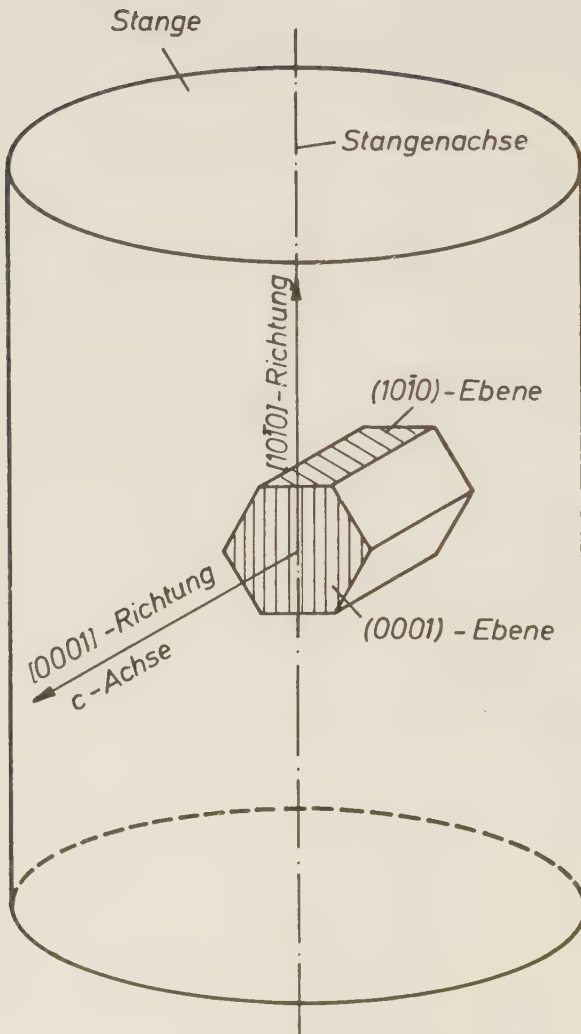


Abb.1 Lage der hexagonalen Zelle in Stangen aus TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5

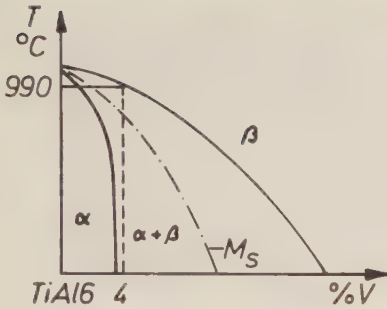


Abb. 2a

Konzentrationschnitt durch das Dreistoffsystem Ti-Al-V (schematisch)

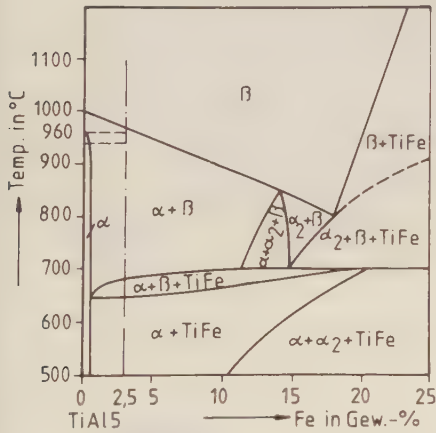


Abb. 2b

Konzentrationschnitt durch das Dreistoffsystem Ti-Al-Fe ³²⁾

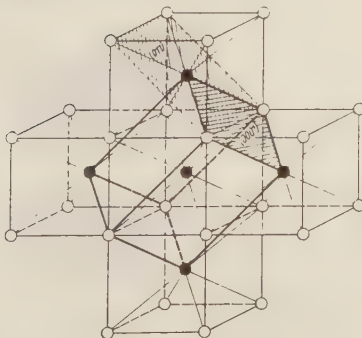


Abb. 3

Lage der Titanatome des hexagonalen Gitters zum kubisch-raumzentrierten Gitter $(011) // (0001)$

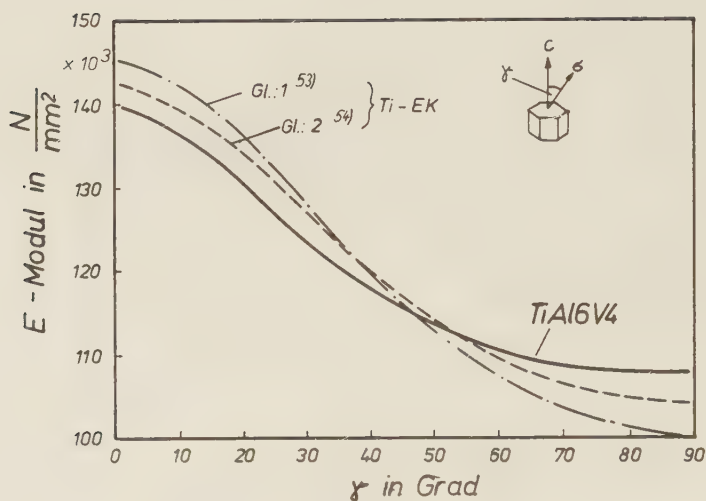


Abb.4 Abhängigkeit des E-Moduls vom Winkel γ zwischen der Zugrichtung und der c-Achse bei Titaneinkristallen und der Titanlegierung TiAl6V4

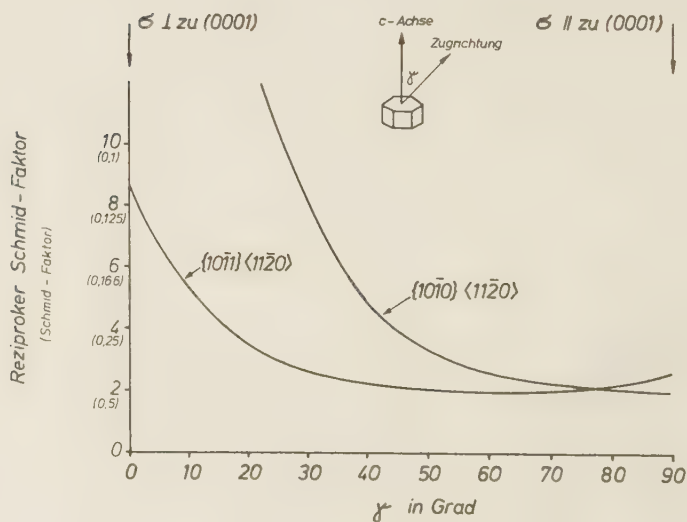
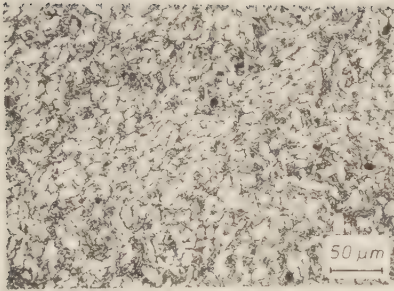
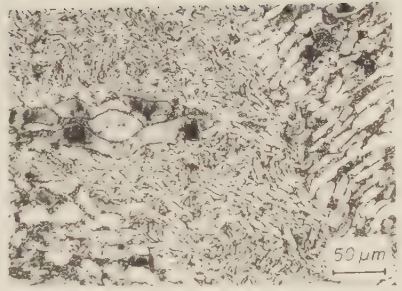


Abb.5 Reziproker Schmid-Faktor in Abhängigkeit vom Winkel γ zwischen der Zugrichtung und der c-Achse

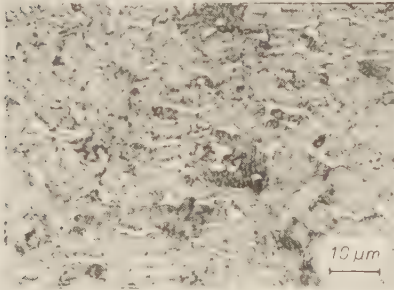


a) Querschliff A3

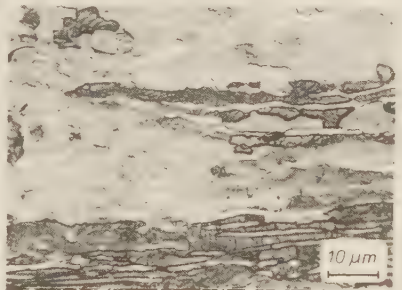


b) Querschliff A10

Abb. 6a und b Anlieferungszustand von TiAl6V4



a) Querschliff



b) Längsschliff

Abb. 7a und b Anlieferungszustand von TiAl5Fe2,5



800 °C gewalzt, jedes Kaliber 1x,
im nächsten Kaliber
um 90° gedreht



900 °C gewalzt, "-"



900 °C gewalzt, jedes Kaliber 2x mit
Drehung um 90°

Abb.8 Stangenendflächen von TiAl5Fe2,5

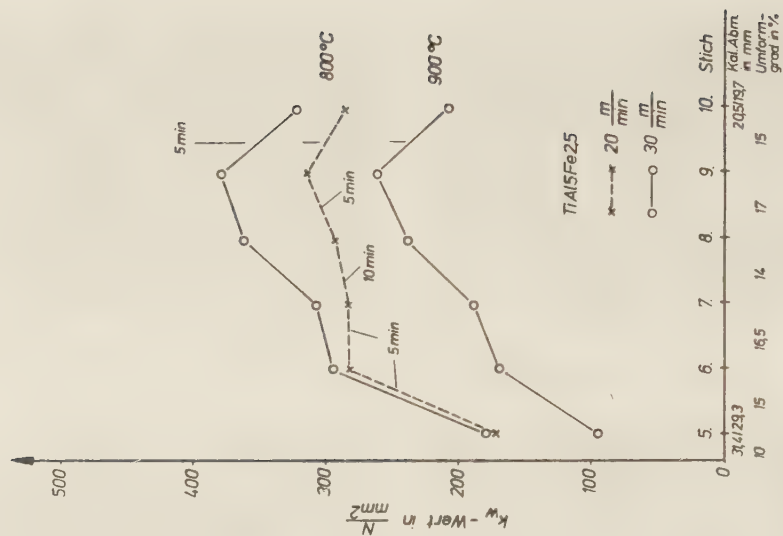


Abb.10 k_w -Werte von TiAl5Fe2,5

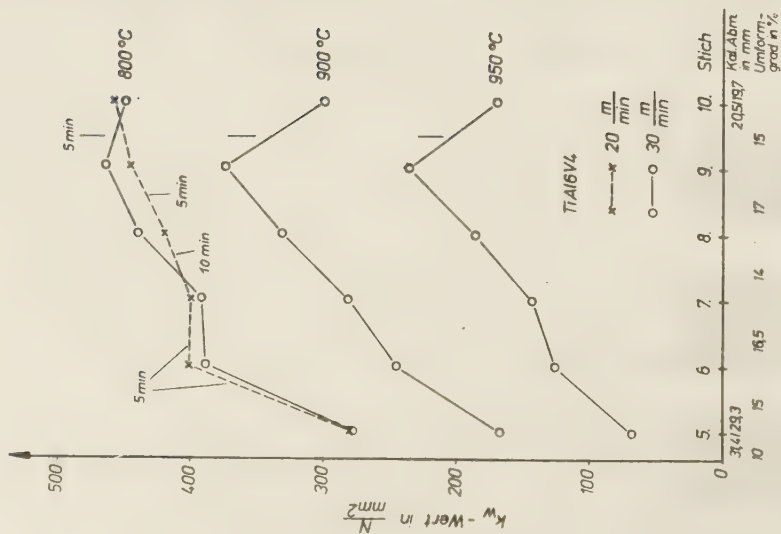


Abb.9 k_w -Werte von TiAl6V4

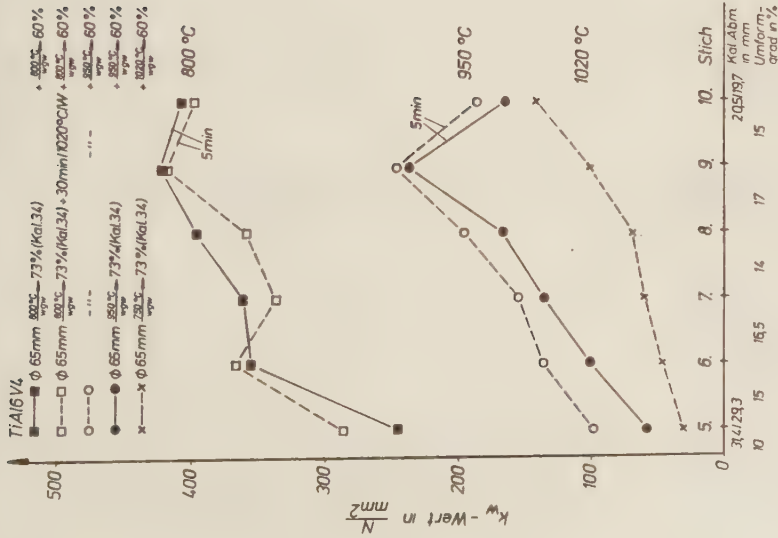


Abb.11 k_w -Werte von TiAl6V4 ohne und mit Zwischenglühlung im β -Gebiet

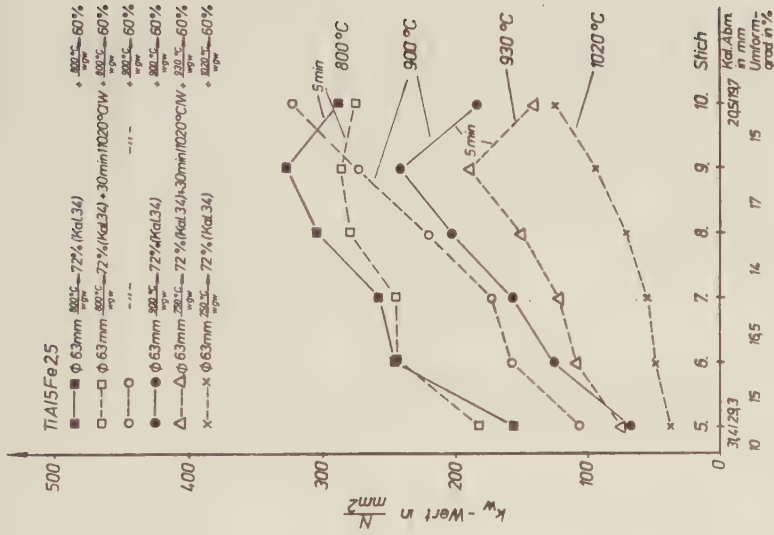


Abb.12 k_w -Werte von TiAl5Fe2,5 ohne und mit Zwischenglühlung im β -Gebiet

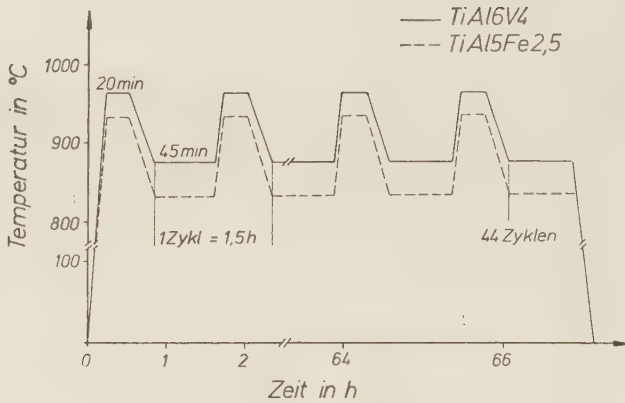
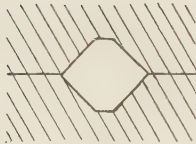


Abb.13 Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf
beim Pendelglühen von TiAl6V4 und TiAl5Fe2,5



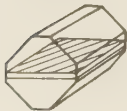
a) Kaliberform



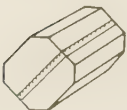
b) Probenentnahme $\perp$ z. Stangenachse



c) Probenentnahme $\parallel$ z. Stangenachse mit
Anschliff $\parallel$ z. Stangenoberfläche

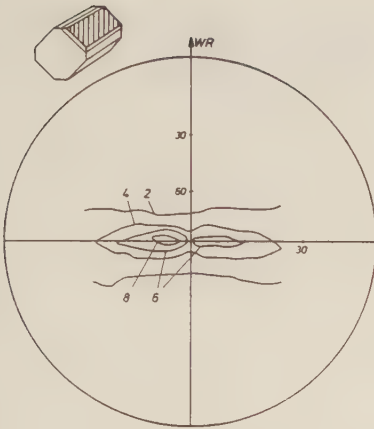


d) Probenentnahme durch die Stangenmitte
 $\parallel$ z. Stangenachse und $\parallel$ z. Walzen-
achse

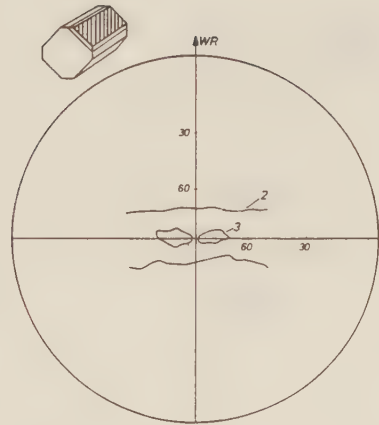


e) Probenentnahme $\parallel$ z. Stangenachse und
 45° zur Walzenachse

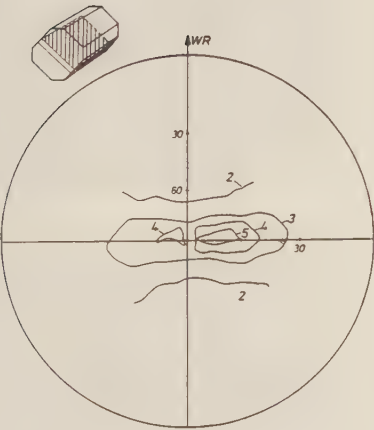
Abb.14 a-e Kaliberform und Probenentnahme
zur Texturuntersuchung an
kalibergewalzten Proben



a) Walztemperatur 800 °C
Probennahme // zur Stangen-
oberfläche

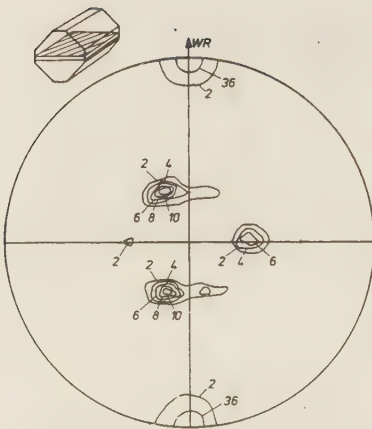


b) Walztemperatur 950 °C
Probennahme // zur
Stangenoberfläche

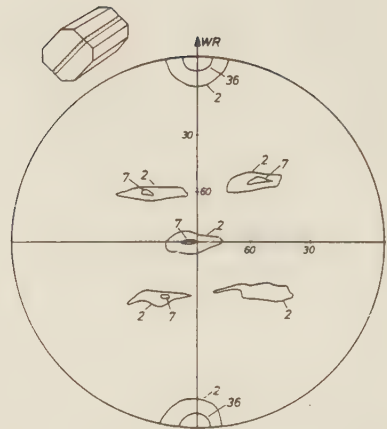


c) Walztemperatur 800 °C
Probennahme // zur
Stangenachse aus der
Stangenmitte

Abb.15 a-c (0001) - Polfiguren von TiAl6V4 nach Walzen bei
verschiedenen Temperaturen im ($\alpha+\beta$)-Gebiet (Um-
formgrad: 73%)



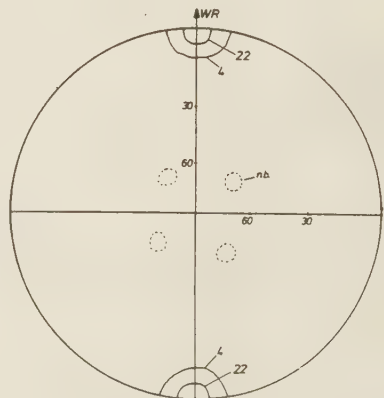
a) Walztemperatur 800 °C (90%)
+ 30min/1020 °C/W
Probennahme // z. SA und
// z. Walzenachse



b) Walztemperatur 800 °C (90%)
+ 30min/1020 °C/W
Probennahme // z. SA und
45° z. Walzenachse

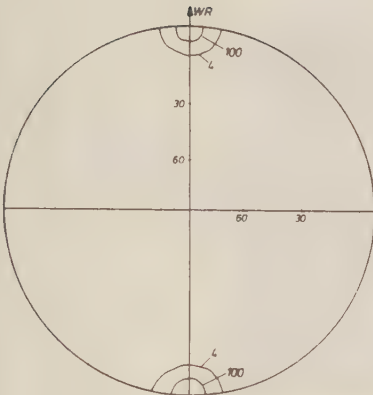


c) Walztemperatur 950 °C (90%)
+ 30min/1020 °C/W
Probennahme wie b)

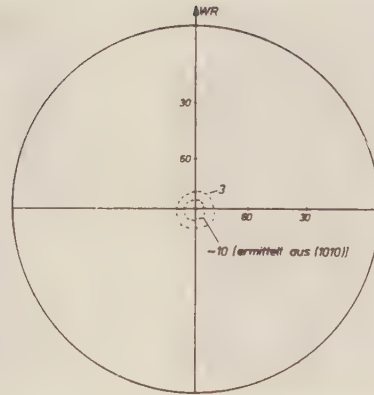


d) Walztemperatur 1020 °C (60%)
nach Walzen bei 800 °C

Abb.16 a-d (0001) - Polfiguren von TiAl6V4 nach Walzen im ($\alpha+\beta$)-Gebiet und anschließendem Glühen von 30min/1020 °C/W oder Walzen im β -Gebiet



a) Stangenmitte



b) Stangenrand

Abb. 17 a u. b (0001) - Polfigur von TiAl6V4 nach der Pendelglühung; Vorbehandlung:

- $\phi 65 \text{ mm}$ $\frac{800^\circ\text{C}}{\text{wgw}} \rightarrow 73\% (\text{Kal. 34}) \rightarrow 30 \text{ min} / 1020^\circ\text{C} / \text{W}$
 $\frac{950^\circ\text{C}}{\text{wgw}} \rightarrow 84\% (\text{Kal 13})$

Abb.18 Gefüge von TiAl6V4 nach folgender Vorbehandlung:

- $\phi 65 \text{ mm}$ $\frac{950^\circ\text{C}}{\text{wgw}} \rightarrow 96\% (\text{Kal 13})$ $\frac{950^\circ\text{C}}{\text{wgh}} \rightarrow 64\% (\phi 8 \text{ mm})$

Querschliff, Härte: $330 \pm 1 \text{ HV} 10$

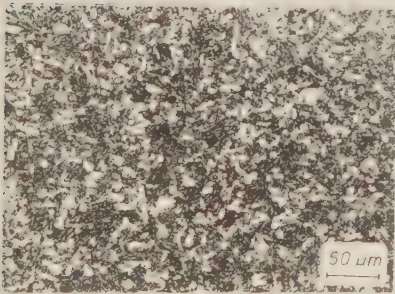
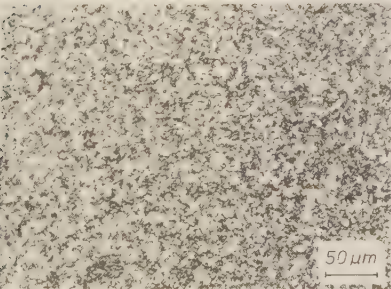
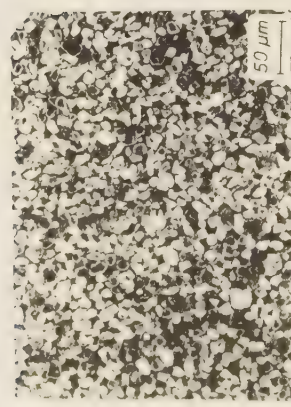


Abb.19 Gefüge von TiAl6V4 nach folgender Vorbehandlung:

- $\phi 65 \text{ mm}$ $\frac{800^\circ\text{C}}{\text{wgw}} \rightarrow 73\% (\text{Kal. 34}) \rightarrow 30 \text{ min} / 1020^\circ\text{C} / \text{W}$
 $\frac{950^\circ\text{C}}{\text{wgw}} \rightarrow 84\% (\text{Kal 13})$ $\frac{950^\circ\text{C}}{\text{wgh}} \rightarrow 64\% (\phi 8 \text{ mm})$

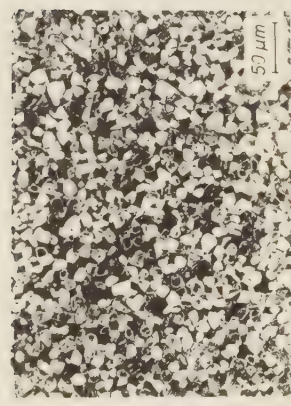
Querschliff, Härte $329 \begin{smallmatrix} +2 \\ -4 \end{smallmatrix} \text{ HV } 10$





20a) 4,5h/950°C Ofen 880°C/Vak.

Härte: 317±4 HV10



b) 16h/950°C Ofen 880°C/Vak.

Härte: 309⁺¹₋₆ HV10



c) 66h/950°C Ofen 880°C/Vak.

Härte: 318⁺⁷₋₅ HV10



21a) 3 x PG/Vak.

Härte: 311±1 HV10



b) 11 x PG

Härte: 311±1 HV10



c) 44 x PG/Vak.

Härte: 322⁺⁷₋₃ HV10

Abb. 20 a-c und Abb. 21 a-c Gefüge von TiAl6V4 nach folgender Behandlung: $\varnothing$ 65mm $\frac{950^{\circ}\text{C}}{\text{wgh}}$ 96%

$\frac{950^{\circ}\text{C}}{\text{wgh}}$ 64% ($\varnothing$ 8mm) und anschließendem Glühen bei 950°C (Abb. 20 a-c) bzw. Pendelglühen (Abb. 21 a-c); 1 z. SA

TiAl6V4

- $\phi 65 \text{ mm}$ $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 96% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% ($\phi 8 \text{ mm}$)

■ — Fläche I z. SA	} PG / Vak. (965 $\rightarrow$ 880°C, 12ykt 1,5h.)
● — II z. SA	
□ — I z. SA	} gegl. b. 950°C Ofen $\rightarrow$ 880°C / Vak.
○ — II z. SA	

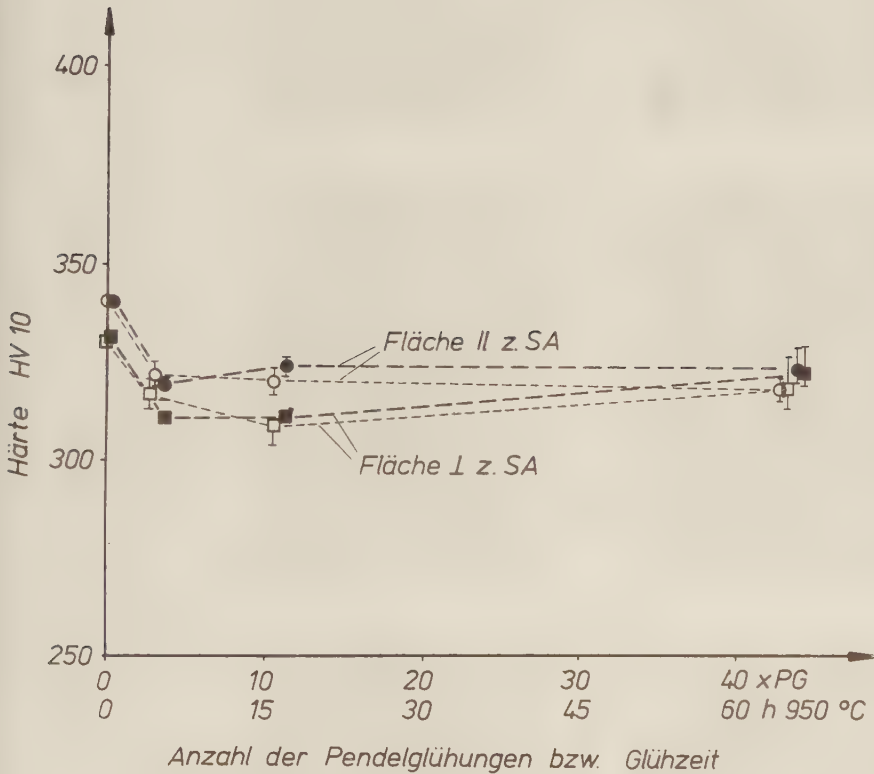
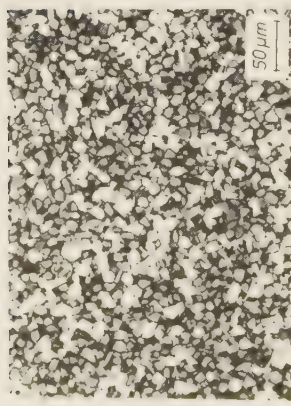
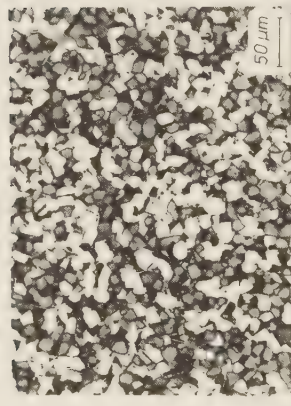


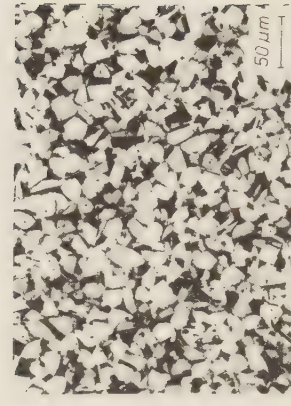
Abb. 22 Härte auf die Schliefffläche I und II zur Stangenachse von TiAl6V4 nach Walzen bei 950°C ohne vorausgegangener Zwischenglühung im β -Gebiet



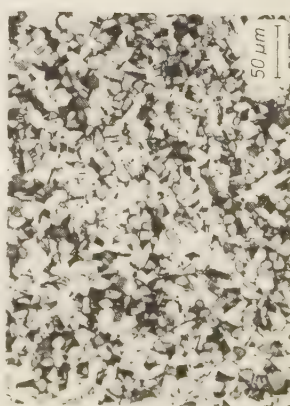
23a) 4,5h/950°C Ofen 880°C/Vak.
Härte: 330±1 HV10



b) 16h/950°C Ofen 880°C/Vak.
Härte: 335±4 HV10



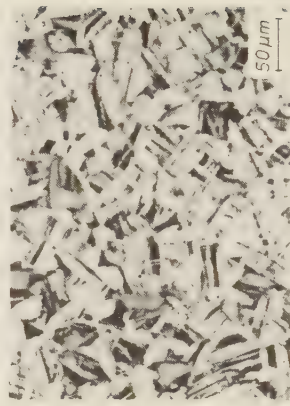
c) 66h/950°C Ofen 880°C/Vak.
Härte: 356⁺⁹₋₅ HV10



24a) 3 x PG/Vak.
Härte: 338⁺³₋₅



b) 11 x PG/Vak.
Härte: 350⁺¹₋₃ HV10



c) 44 x PG/Vak.
Härte: 378⁺¹⁸₋₁₆ HV10

Abb.23 a-c u. Abb.24 a-c Gefüge von TiAl6V4 nach folgender Behandlung: Ø 65mm $\frac{800^{\circ}\text{C}}{\text{wgw}}$ 73% $\rightarrow$ 30min/1020 $\frac{950^{\circ}\text{C}}{\text{wgw}}$ 84% $\frac{950^{\circ}\text{C}}{\text{wgw}}$ 64% (Ø 8mm) und anschl. Glühen b. 950°C (Abb.23 a-c) bzw. Pendelglühen (Abb.24 a-c); l z. St.

$\phi 65 \text{ mm} \xrightarrow[\text{wgw}]{800^\circ\text{C}} 73\% (\text{Kal } 34) \rightarrow 30 \text{ min } 1020^\circ\text{C/W} \xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}} 64\% (\phi 8 \text{ mm})$
 $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}} 84\% (\text{Kal } 13) \xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}} 64\% (\phi 8 \text{ mm})$

■ — Fläche I z. SA ● — II z. SA □ — I z. SA ○ — II z. SA	} PGI Vak. } (965 → 880°C; 1 Zykl. 1,5 h) } gegl. b. 950°C } Ofen → 880°C; 1 Zykl. 1,5 h
---	---

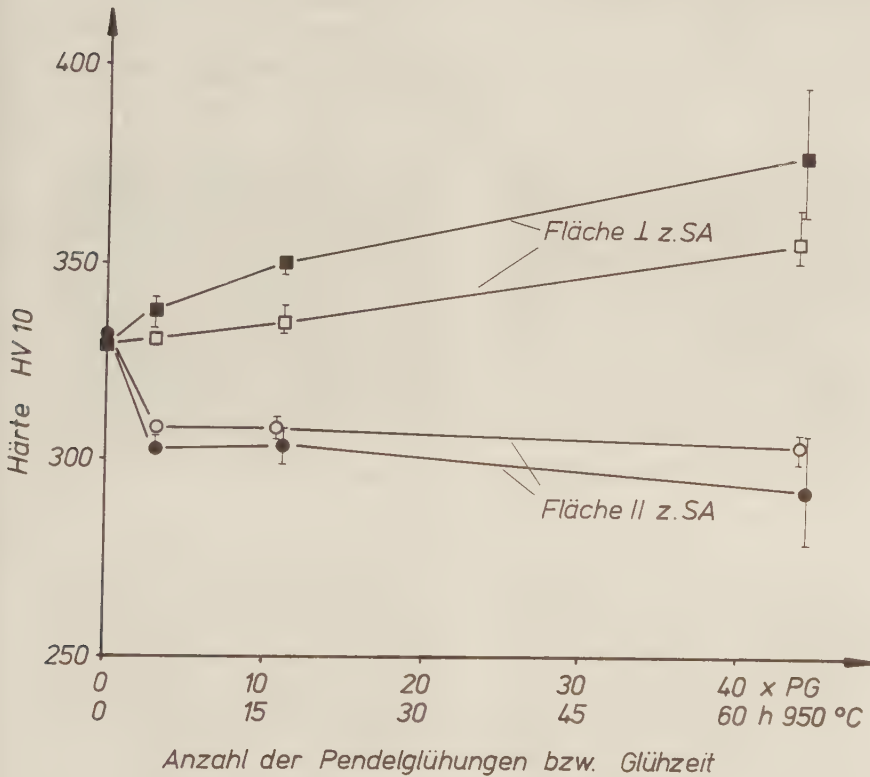
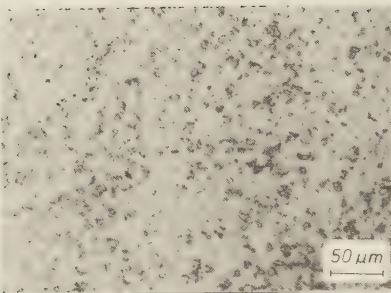
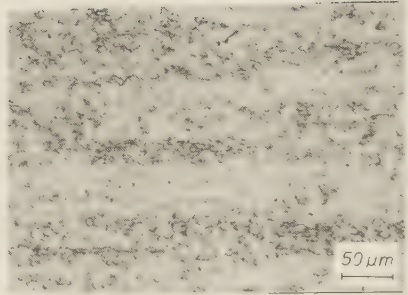


Abb.25 Härte auf die Schliefffläche I und II zur Stangenachse von TiAl6V4 nach Walzen bei 950°C mit vorausgegangener Zwischenglühung im β -Gebiet

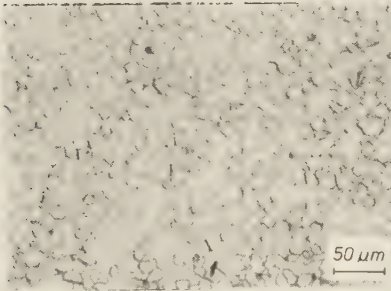


a) Walzzustand $\perp$ z. SA

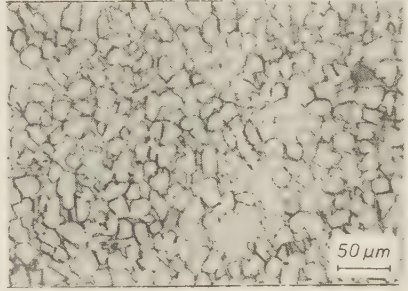


b) Walzzustand $\parallel$ z. SA

Abb.26 a und b TiAl5Fe2,5 - $\phi 63\text{mm}$ $\xrightarrow[\text{wgw}]{250^\circ\text{C}}$ 72% (Kal. 34) $\xrightarrow[\text{wgw}]{1020^\circ\text{C}}$ 60% (Kal. 20)
 $\xrightarrow[\text{wgh}]{930^\circ\text{C}}$ 60% (Kal. 13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{930^\circ\text{C}}$ 64% ($\phi 8\text{mm}$)

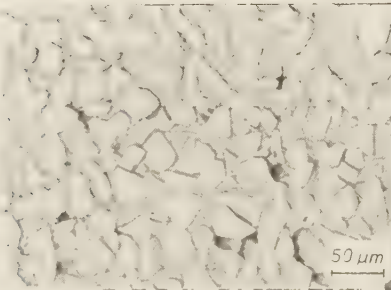


a) 4,5h/930°C $\xrightarrow{\text{Ofen}}$ 830°C/Vak.

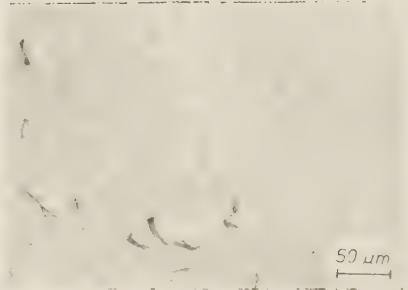


b) 16h/930°C $\xrightarrow{\text{Ofen}}$ 830°C/Vak.

Abb.27 a und b TiAl5Fe2,5; Behandlung wie Abb.26 + Glhg. b. 930°C



a) 44 x PG/Vak. $\perp$ z. SA



b) 44 x PG/Vak. $\parallel$ z. SA

Abb.28 a und b TiAl5Fe2,5; Behandlung wie Abb.26 + 44 x PG/Vak.

$TiAl5Fe_{2,5}$

$\phi 63 \text{ mm} \xrightarrow[\text{wgw}]{750^\circ\text{C}} 72\% (\text{Kal. 34}) \xrightarrow[\text{wgw}]{1020^\circ\text{C}} 60\% (\text{Kal. 20})$

$\xrightarrow[\text{wgw}]{930^\circ\text{C}} 60\% (\text{Kal. 13}) \xrightarrow[\text{wgh}]{930^\circ\text{C}} 64\% (\phi 8 \text{ mm})$

Fläche I z. SA	{ PG/Vak

II z. SA

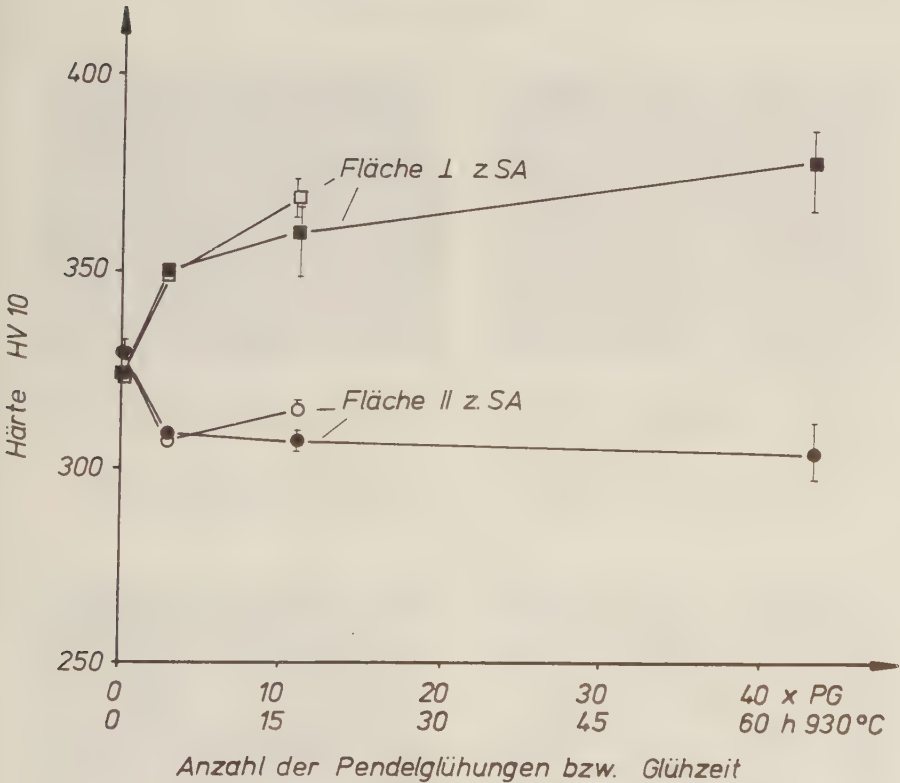
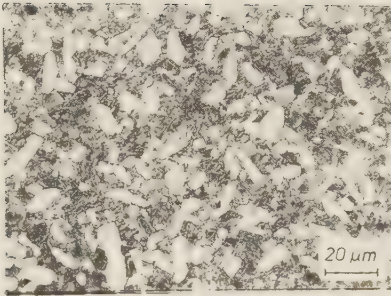


Abb.29 Härte auf die Schlißfläche I und II zur Stangenachse von $TiAl5Fe_{2,5}$ nach Walzen bei 950 $^\circ\text{C}$ mit vorausgegangener Zwischenglühung im β -Gebiet

Abb. 30a-d Gefüge von TiAl6V4 im Walzzustand
und nach 44 x Pendelglühen
thermomechanische Behandlung:

- $\Phi 65 \text{ mm}$ $\frac{950^\circ\text{C}}{\text{wgw}}$ - 96% (Kal.13)



a) Walzzustand $\perp$ z. SA

Härte: 315^{+8}_{-5} HV20



b) Walzzustand $\parallel$ z. SA.

Härte: 324^{+3}_{-9} HV20



c) 44 x PGIVak. $\perp$ z. SA

Härte: 307^{+3}_{-4} HV20



d) 44x PGIVak. $\parallel$ z. SA

Härte: 306^{+2}_{-6} HV20

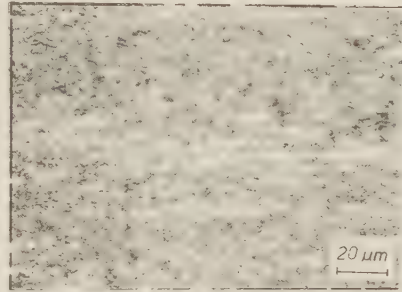
Abb. 31 a-d Gefüge von TiAl6V4 im Walzzustand
und nach 44 x Pendelglühen
thermomechanische Behandlung:

- ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^\circ\text{C}}$ 73 % (Kal. 34) $\rightarrow$ 30 min / 1020 °C / W
 $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^\circ\text{C}}$ 84 % (Kal. 13)



a) Walzzustand $\perp$ z. SA

Härte: 325^{+6}_{-4} HV20



b) Walzzustand $\parallel$ z. SA.

Härte: 345^{+8}_{-6} HV20

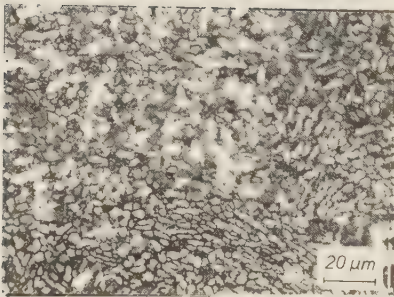


c) 44 x PGIVak. $\perp$ z. SA

Härte: 321^{+3}_{-2} HV20

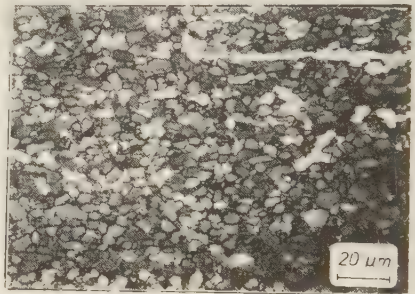
Abb. 32a-d Gefüge von TiAl6V4 im Walzzustand
und nach 44 x Pendelglühen
thermomechanische Behandlung:

- Φ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{750^\circ\text{C}}$ 73 % (Kal 34) $\rightarrow$ 30 min / 1020 °C / W
 $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 84 % (Kal. 13)



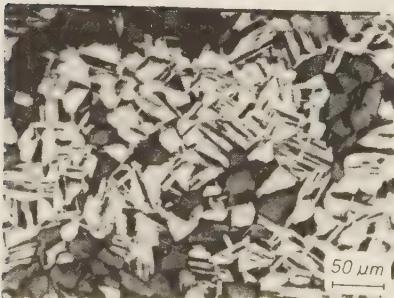
a) Walzzustand $\perp$ z. SA

Härte: 331^{+6}_{-4} HV20



b) Walzzustand $\parallel$ z. SA.

Härte: 311^{+2}_{-3} HV20

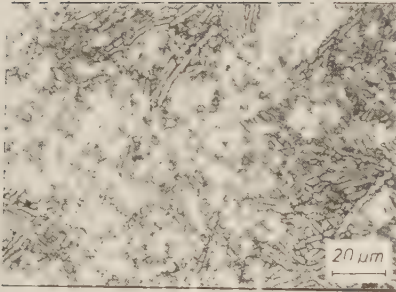


c) 44 x PGIVak. $\perp$ z. SA

Härte: 350^{+10}_{-9} HV20

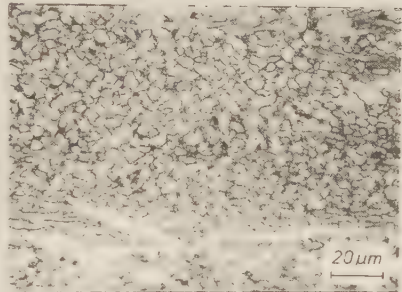
Abb. 33a-d Gefüge von TiAl6V4 im Walzzustand und nach 44 x Pendelglühen thermomechanische Behandlung:

- ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^\circ\text{C}}$ 73 % (Kal. 34) $\xrightarrow[\text{wgw}]{1020^\circ\text{C}}$ 60 % (Kal. 20)
 $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 84 % (Kal. 13)



a) Walzzustand 1 z. SA

Härte: 329 ± 2 HV20



b) Walzzustand 11 z. SA.

Härte: 314 ± 1 HV20



c) 44 x PGIVak. 1 z. SA

Härte: 368 ± 3 HV20



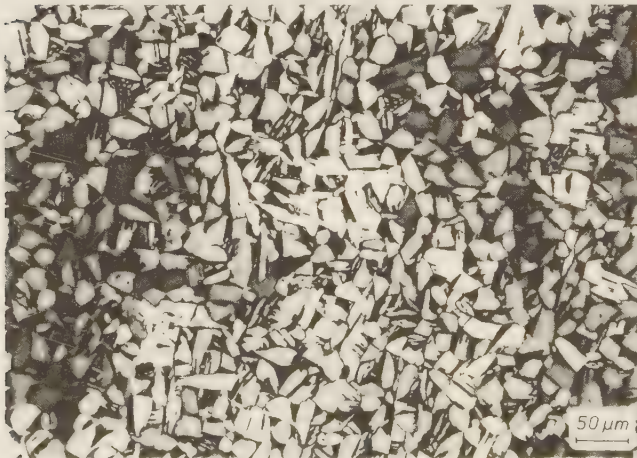
d) 44 x PGIVak. 11 z. SA

Härte: 293^{+5}_{-4} HV20



a) Stangenmitte

/ z. SA



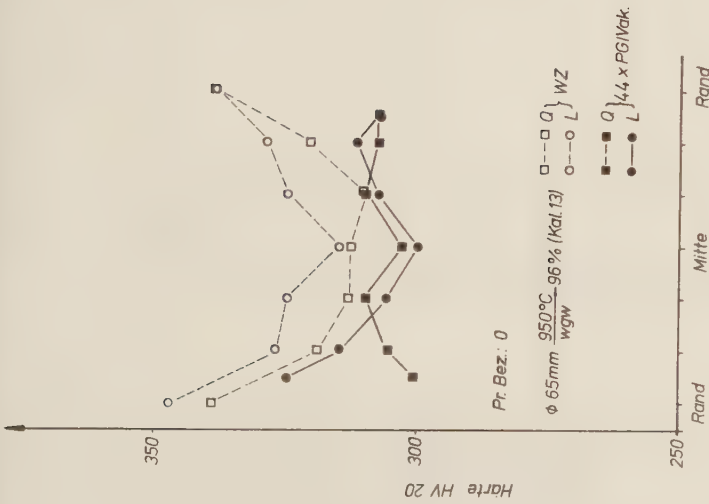
b) Stangenrand

/ z. SA

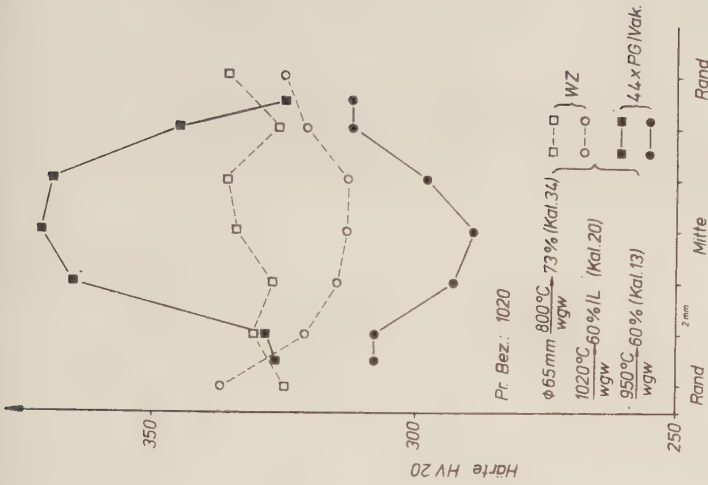
Abb.34 a und b Gefüge von Rand und Mitte einer Stange mit hohem Anteil von c-Achsen parallel zur Stangenachse
Behandlung:

- ϕ 65mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^{\circ}\text{C}}$ - 73 % (Kat. 34) $\rightarrow$ 30min/1020°C/W

$\xrightarrow[\text{wgw}]{950^{\circ}\text{C}}$ - 84 % (Kat. 13) + 44 x PG



a)



b)

Abb. 35 a u. b Härteverlauf über den Querschnitt unterschiedlich thermo-mechanisch behandelter Stangen aus TiAl6V4

TiAl6V4

- ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 96% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% (ϕ 8 mm)

■ — ■ PG/Vak.
 (965 $\leftrightarrow$ 880°C; 1Zykl.; 1,5h)
 ● — ● gegl. b. 950°C
 Ofen $\rightarrow$ 880°C / Vak.

- ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgh}]{800^\circ\text{C}}$ 73% (Kal. 34) $\rightarrow$ 30min/1020°C/W
 $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 84% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% (ϕ 8 mm)

■ — ■ PG/Vak.
 (965 $\leftrightarrow$ 880°C; 1Zykl. 1,5h)
 ● — ● gegl. b. 950°C
 Ofen $\rightarrow$ 880°C; 1Zykl. 1,5h

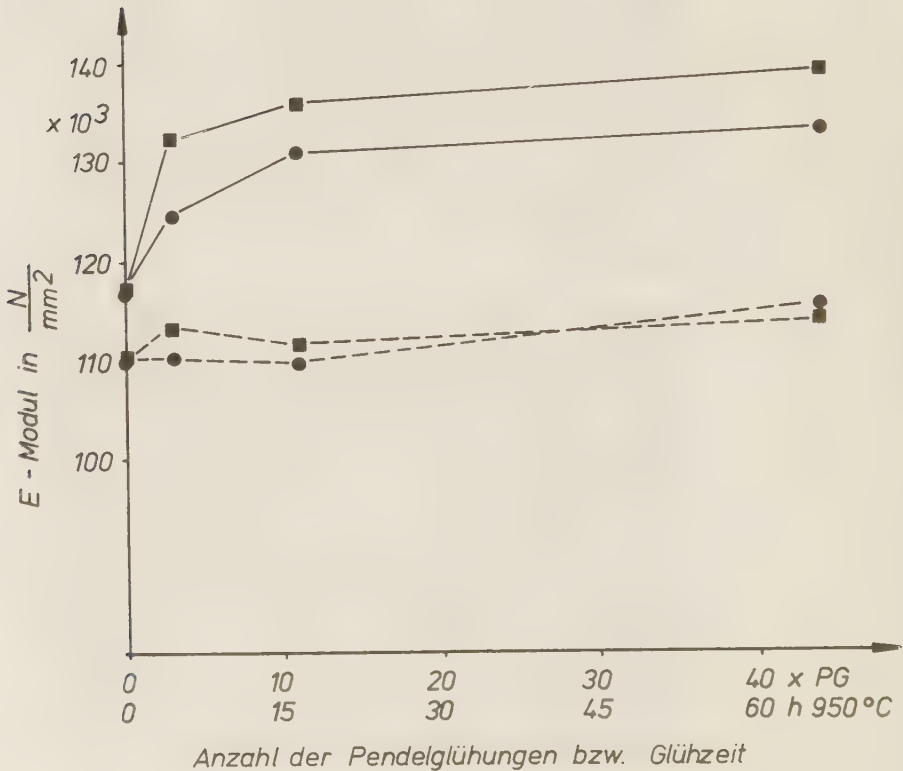


Abb.36 Einfluß von Glühbehandlungen auf den E-Modul unterschiedlich thermomechanisch vorbehandelter Stangen aus TiAl6V4

TiAl5Fe2,5

$-\phi 63\text{mm} \xrightarrow[\text{w gw}]{900^\circ\text{C}} 89\% (\text{Kal. 20}) \xrightarrow[\text{w gw}]{930^\circ\text{C}} 60\% (\text{Kal. 13})$
 $\xrightarrow[\text{w gh}]{930^\circ\text{C}} 64\% (\phi 8\text{mm})$

$-\phi 63\text{mm} \xrightarrow[\text{w gw}]{750^\circ\text{C}} 72\% (\text{Kal. 34}) \xrightarrow[\text{w gw}]{1020^\circ\text{C}} 60\% (\text{Kal. 20})$
 $\xrightarrow[\text{w gw}]{930^\circ\text{C}} 60\% (\text{Kal. 13}) \xrightarrow[\text{w gh}]{930^\circ\text{C}} 64\% (\phi 8\text{mm})$

■ --- ■ PG/Vak. (930 → 830 °C; 1 Zykl.: 1,5 h)
 ● --- ● gegl. b. 930 °C
 Ofen → 830 °C / Vak.

■ — ■ PG/Vak (930 → 830 °C 1 Zykl.: 1,5 h)
 ● — ● gegl. b. 930 °C
 Ofen → 830 °C / Vak.

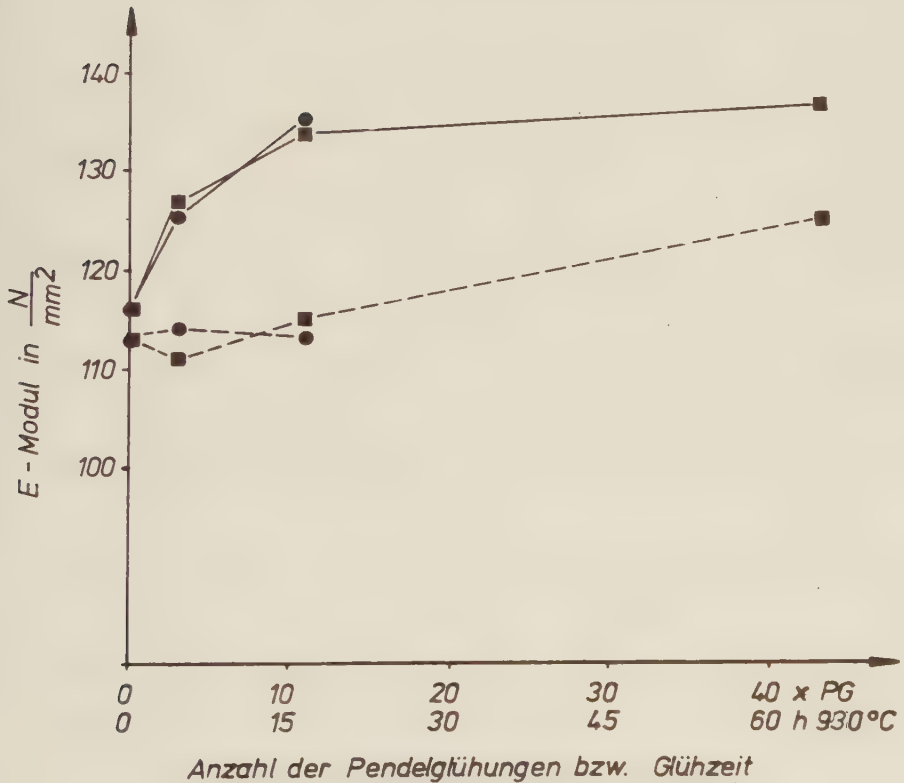


Abb.37 Einfluß von Glühbehandlungen auf den
 E-Modul unterschiedlich thermomechanisch
 vorbehandelter Stangen aus TiAl5Fe2,5

TiAl6V4

- $\phi 65 \text{ mm}$ $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 96% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% ($\phi 8 \text{ mm}$)

- — ■ PGI Vak. (965 $\leftrightarrow$ 880 $^\circ\text{C}$; 1Zykl.: 1,5h)
- — ● gegl. b. 950 $^\circ\text{C}$
Ofen $\rightarrow$ 880 $^\circ\text{C}$ / Vak.

- $\phi 65 \text{ mm}$ $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^\circ\text{C}}$ 73% (Kal.34) $\rightarrow 30 \text{ min} / 1020^\circ\text{C} / \text{IW}$
 $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 84% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% ($\phi 8 \text{ mm}$)

- — ■ PGI Vak. (965 $\leftrightarrow$ 880 $^\circ\text{C}$; 1Zykl.: 1,5h)
- — ● gegl. b. 950 $^\circ\text{C}$
Ofen $\rightarrow$ 880 $^\circ\text{C}$; 1Zykl.: 1,5h)

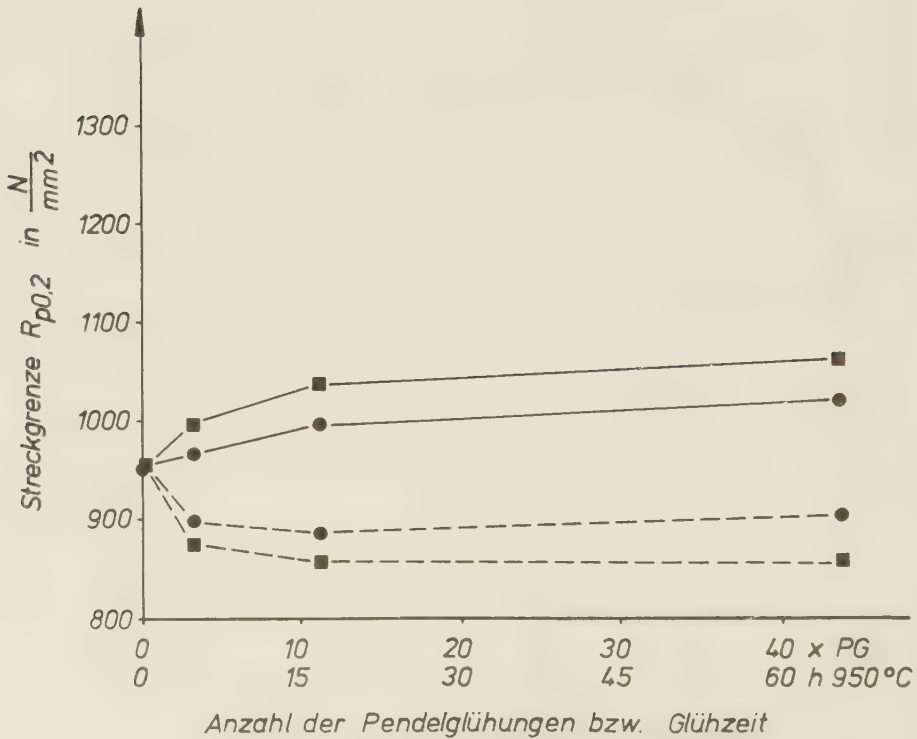


Abb.38 Einfluß von Glühbehandlungen auf die Streckgrenze unterschiedlich thermomechanisch vorbehandelter Stangen aus TiAl6V4

TiAl6V4

- ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 96% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% (ϕ 8mm)

- — ■ PG/Vak. (965 $\rightarrow$ 880°C; 1Zykl.: 1,5h)
- — ● gegl. b. 950°C
Ofen $\rightarrow$ 880°C / Vak.

- ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^\circ\text{C}}$ 73% (Kal.34) $\rightarrow$ 30min/1020°C/W
 $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 84% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% (ϕ 8mm)

- — ■ PG/Vak. (965 $\rightarrow$ 880°C; 1Zykl.: 1,5h)
- — ● gegl. b. 950°C
Ofen $\rightarrow$ 880°C; 1Zykl.: 1,5h)

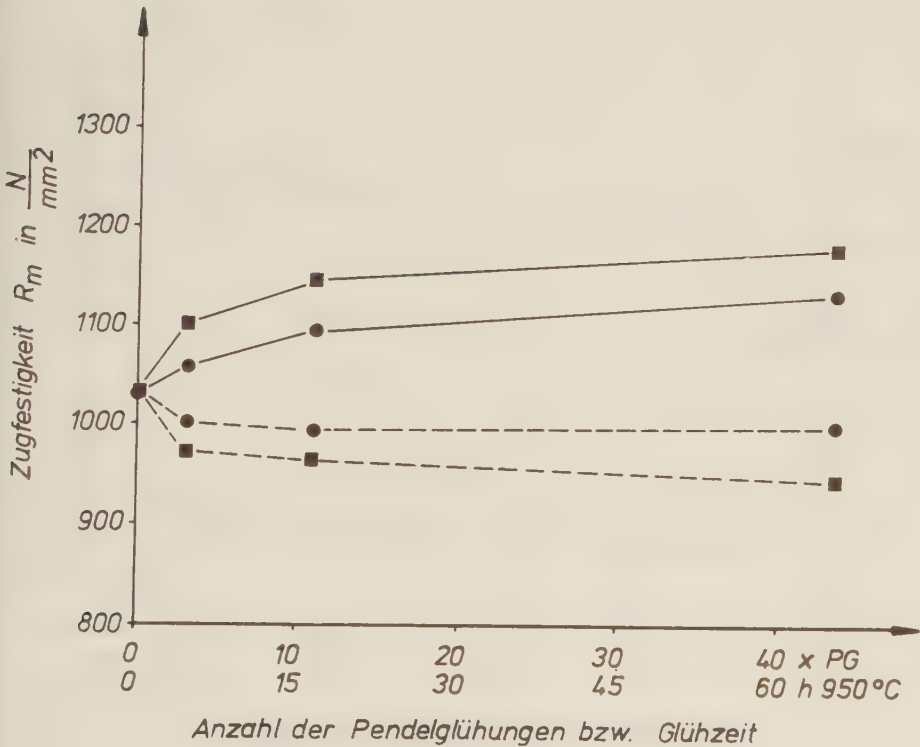


Abb. 39 Einfluß von Glühbehandlungen auf die Zugfestigkeit unterschiedlich thermomechanisch vorbehandelter Stangen aus TiAl6V4

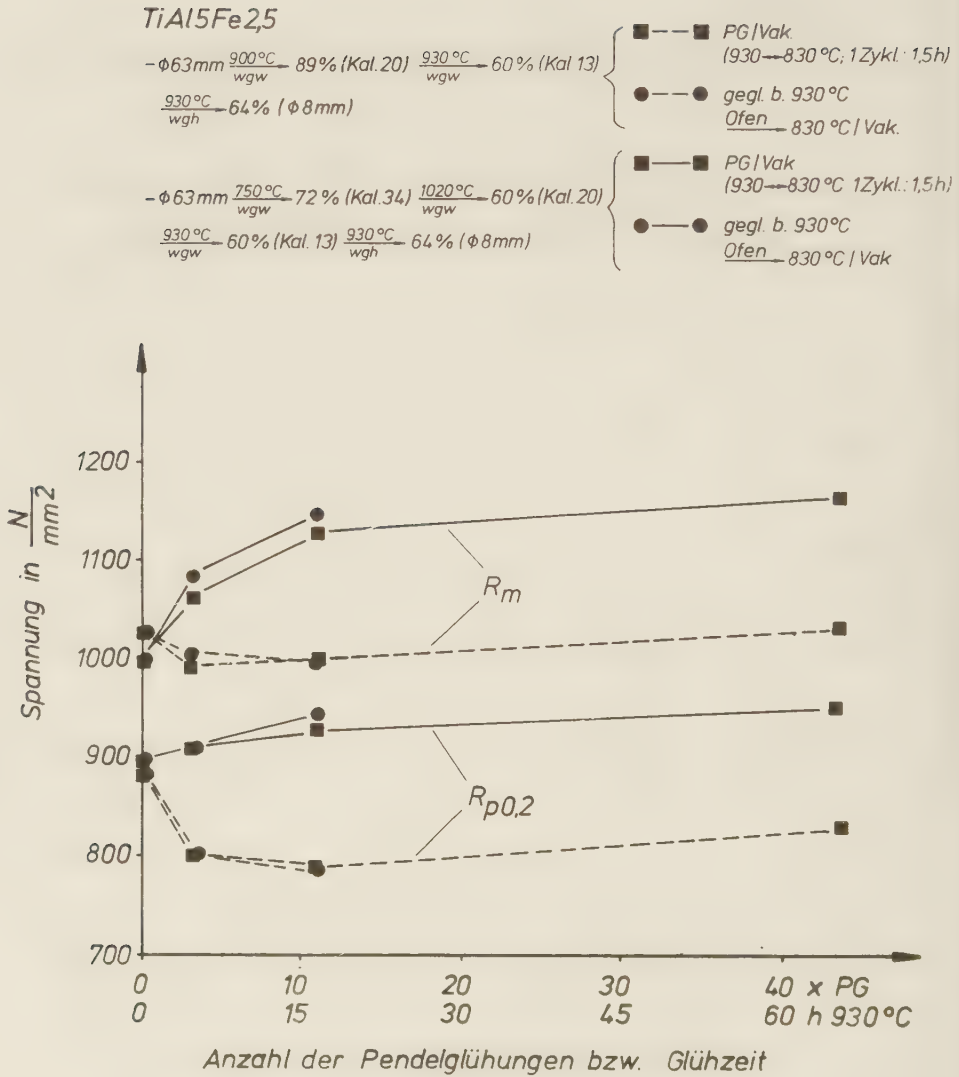


Abb. 40 Einfluß von Glühbehandlungen auf die Streckgrenze und Zugfestigkeit unterschiedlich thermomechanisch vorbehandelter Stangen aus TiAl5Fe2,5

TiAl6V4

- ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 96% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% (ϕ 8 mm)

- — ■ PG/Vak. (965 $\rightarrow$ 880°C; 1Zykl.: 15h)
- — ● gegl. b. 950°C $\xrightarrow{\text{Ofen}}$ 880°C / Vak.

- ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^\circ\text{C}}$ 73% (Kal.34) $\rightarrow$ 30min/1020°C IW

$\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 84% (Kal.13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64% (ϕ 8 mm)

- — ■ PG/Vak. (965 $\rightarrow$ 880°C; 1Zykl.: 15h)
- — ● gegl. b. 950°C $\xrightarrow{\text{Ofen}}$ 880°C; 1Zykl.: 15h

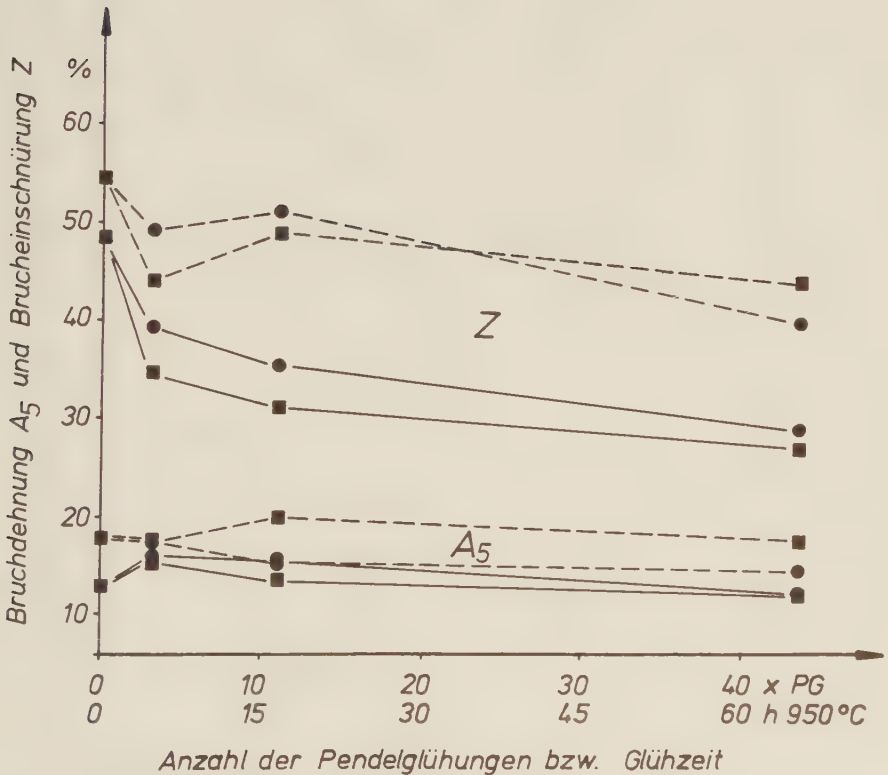


Abb. 41 Einfluß von Glühbehandlungen auf die Bruchdehnung und Brucheinschnürung unter verschiedlich thermomechanisch vorbehandelter Stangen aus TiAl6V4

TiAl6V4

▲ $\phi 65 \xrightarrow[wgw]{900^{\circ}C} 96\% (K13) + 40 \times PG (1 \text{ Zykl.: } 3h)$

□ $\phi 65 \xrightarrow[wgw]{800^{\circ}C} 73\% (K34) \xrightarrow[wgw]{1020^{\circ}C} 60\% (K20) \xrightarrow[wgw]{950^{\circ}C} 60\% (K13) + 5 \times PG (1 \text{ Zykl.: } 15h)$

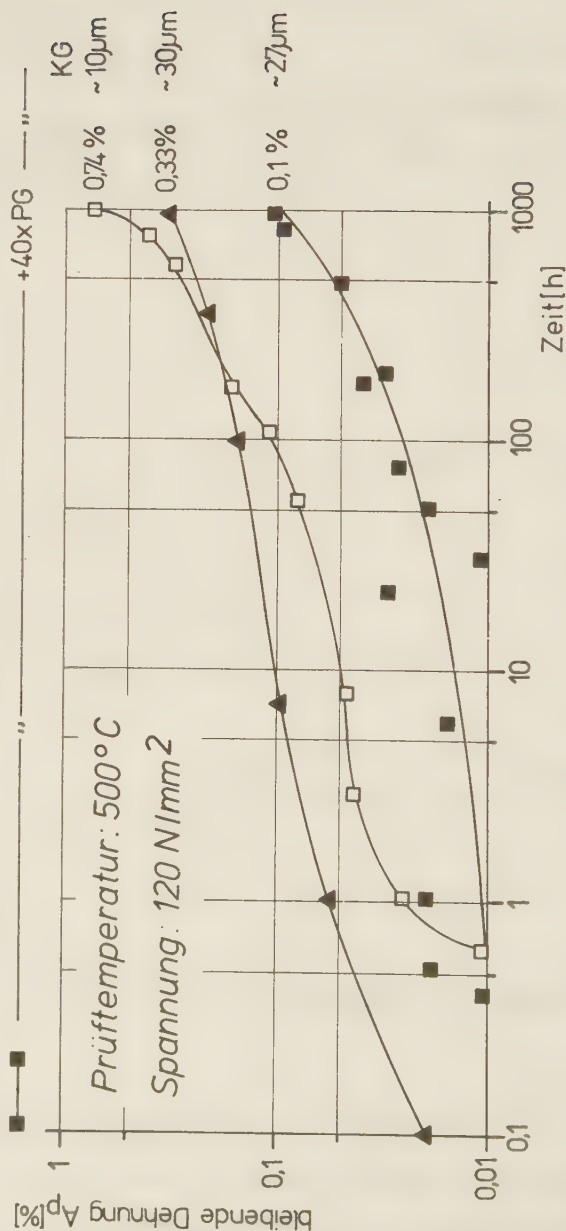


Abb. 4.2 Einfluß unterschiedlicher thermomechanischer Behandlung auf das Kriechverhalten von Stangen aus TiAl6V4

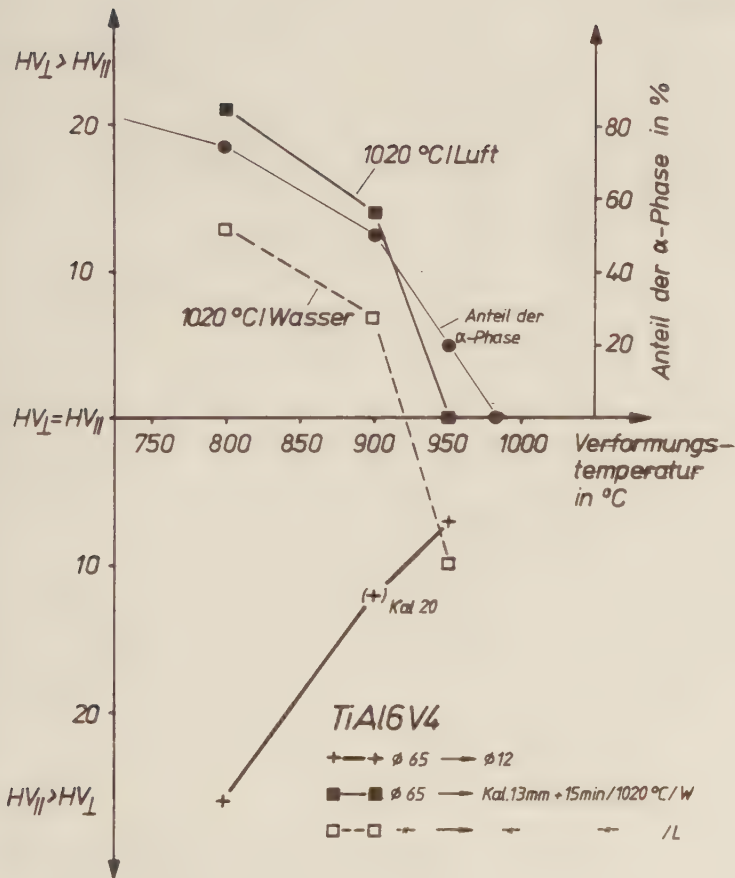


Abb. 43 Einfluß der Verformungstemperatur auf den Härteunterschied zwischen senkrechter und paralleler Schlißlage zur Stangenachse von TiAl6V4 vor und nach einer Glühung im β - Gebiet

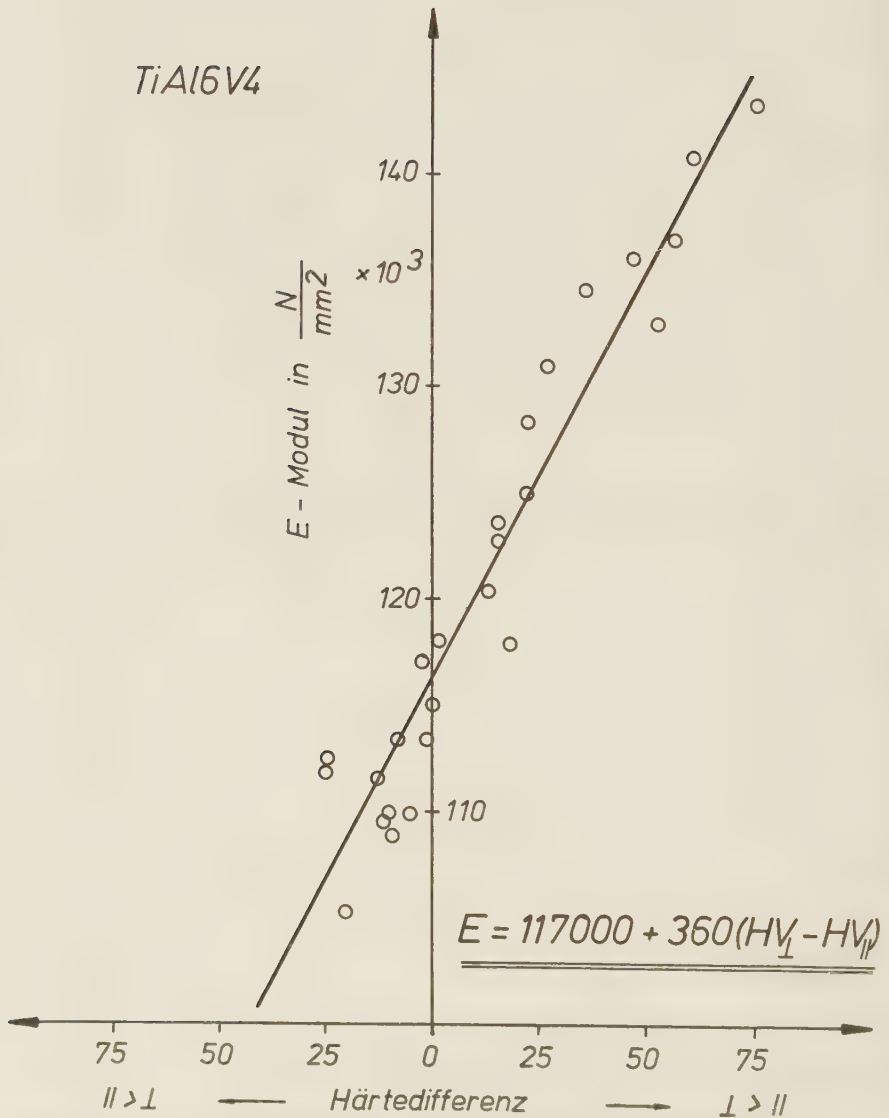


Abb. 44 Zusammenhang zwischen dem Härteunterschied bei paralleler und senkrechter Probenahme und dem E-Modul von Stangen aus TiAl6V4

TiAl6V4

ϕ 65 mm $\xrightarrow[\text{wgw}]{800^\circ\text{C}}$ 73 % (Kal. 34) $\rightarrow$ 30 min / 1020 °C / W
 $\xrightarrow[\text{wgw}]{950^\circ\text{C}}$ 84 % (Kal. 13) $\xrightarrow[\text{wgh}]{950^\circ\text{C}}$ 64 % (ϕ 8 mm)

■ — ■ PG / Vak. (965 $\rightarrow$ 880 °C; 1 Zykl.: 15 h)
 ● — ● gegl. b 950 °C Ofen $\rightarrow$ 880 °C; 1 Zykl.: 15 h

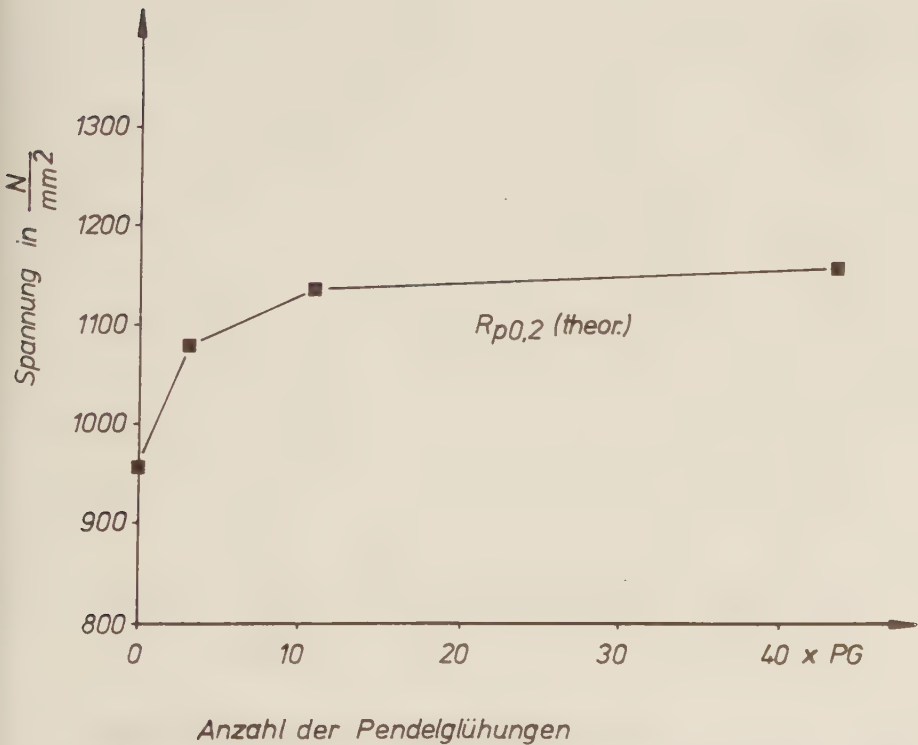


Abb. 45 Theoretisch ermittelte Streckgrenze $R_{p0,2}$ in Abhängigkeit von der Anzahl der Pendelglühungen bei TiAl6V4

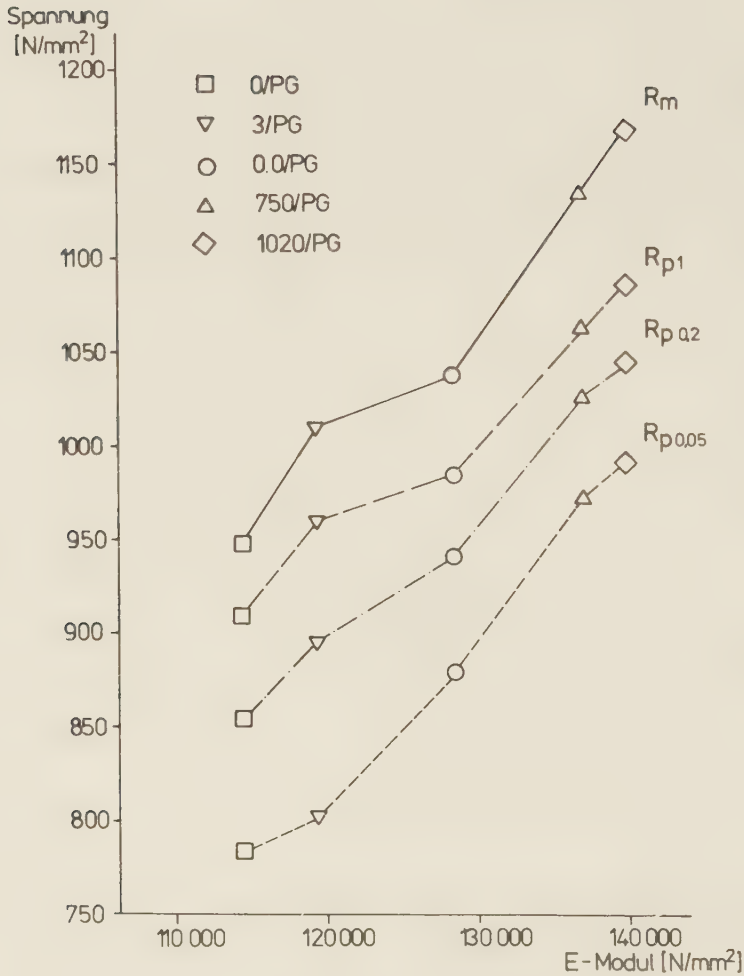


Abb. 46 Zusammenhang zwischen den Formänderungskennwerten $R_{p0.05}$, $R_{p0.2}$, R_{p1} sowie R_m und dem E-Modul von thermo-mechanisch behandelten Stangen aus TiAl6V4 bei vergleichbarer Korngröße von ca. 30 μm

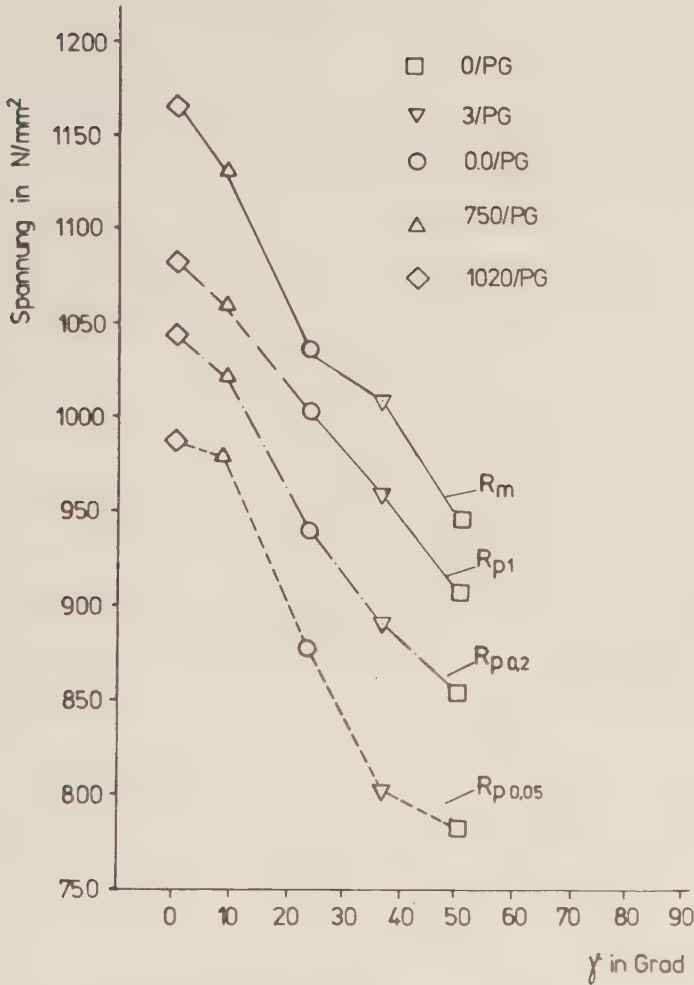


Abb. 47 Zusammenhang zwischen den Formänderungskennwerten $R_{p0.05}$, $R_{p0.2}$, R_{p1} sowie R_m und dem Winkel γ zwischen der Zugrichtung und der c -Achse bei TiAl6V4 (Korngröße $\sim 30 \mu m$)

Mein besonderer Dank gilt

Herrn Prof. Dr. U. Zwicker für die Überlassung des Themas sowie für die zahlreichen Hinweise und Diskussionen.

Allen Angestellten des Lehrstuhles Werkstoffwissenschaft (Metalle) danke ich für die Unterstützung bei dieser Arbeit, insbesondere Herrn H. Reichelt für die Hilfe bei den Zug- und Kriechversuchen.

Bei Frau Huckemann und Herrn Dr. Hofer von der Firma Kraftwerkunion in Erlangen bedanke ich mich für die Messung der Texturaufnahme in Abb. 16c.

Lebenslauf

Franz Hauner	
geboren am	20.07.1950
in	Teublitz, Bayern
Eltern	Franz Hauner, Eisenwerkerarbeiter Anna Hauner, geb. Braun
Familienstand	ledig
1956 - 1964	Besuch der Volksschule in Rappenbügl
1964 - 1967	Lehre als Werkstoffprüfer im Eisenwerk Maximilianshütte
1967	Gehilfenprüfung
1967 - 1970	Angestellter in den Qualitätsstellen des Eisenwerkes Maxhütte
1968 - 1971	Besuch der Berufsaufbauschule in Regensburg
1971	Fachschulreifeprüfung
1971 - 1973	Besuch der Berufsoberschule, Regensburg
1973	Prüfung zur fachgebundenen Hochschul- reife
1973 - 1974	Wehrdienst
1974 - 1979	Studium der Fachrichtung Werkstoff- wissenschaften an der Universität Erlangen-Nürnberg
1976	Diplom-Ingenieur-Vorprüfung
1978	Diplom-Ingenieur-Hauptprüfung Abschlußrichtung: Werkstoffkunde und Technologie der Metalle, Thema der Diplomarbeit: Untersuchung der Tempe- raturabhängigkeit des Kriechverhaltens von Titan technischer Reinheit.
September 1979 - Dezember 1980	Wissenschaftlicher Mitarbeiter bei der Fa. Diehl in Röthenbach/Pegnitz in der Abteilung Entwicklung Werkstoffe des Unternehmensbereiches Wehrtechnik
seit Januar 1981	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehr- stuhl Werkstoffwissenschaft (Metalle) Prof. Dr. U. Zwicker der Universität Erlangen-Nürnberg

MIKROFILMSERVICE  SELESCH DRUCK & VERLAG
Fliederweg 6 8521 Langensendelbach Telefon:09133/3338